

# Herstellung und Eigenschaften von Oberflächenwellen-Strukturen in Cu-Damaszentechnologie

Von der Fakultät Maschinenwesen  
der  
Technischen Universität Dresden  
zur  
Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur (Dr.-Ing.)

angenommene Dissertation

Dipl.-Ing. Daniel Reitz  
geb. am: 13. Dezember 1975  
in: Lichtenstein

Tag der Einreichung: 14. März 2007

Tag der Verteidigung: 26. November 2007

Gutachter: Herr Prof. Dr. rer. nat. habil. Dr. h.c. mult. K. Wetzig  
Herr Prof. Dr. rer. nat. J.W. Bartha  
Herr Prof. Dr.-Ing. habil. U. Martin

Herr Prof. Dr. rer. nat. M.K. Schaper  
Vorsitzender der Promotionskommission



# Inhaltsverzeichnis

<b>Symbolverzeichnis</b>	<b>iii</b>
<b>Abkürzungsverzeichnis</b>	<b>vii</b>
<b>1 Einleitung und Zielstellung</b>	<b>1</b>
<b>2 Grundlagen und Stand der Literatur</b>	<b>3</b>
2.1 Grundprinzip von SAW-Bauelementen . . . . .	3
2.2 Metallisierungssysteme für SAW-Anwendungen . . . . .	4
2.2.1 Allgemeine Anforderungen . . . . .	4
2.2.2 Al-basierte Metallisierungen . . . . .	5
2.2.3 Cu-basierte Metallisierungen . . . . .	5
2.3 Herstellung von SAW-Bauelementen . . . . .	8
2.3.1 Allgemeines . . . . .	8
2.3.2 Lithographie . . . . .	8
2.3.3 Ätzverfahren . . . . .	10
2.3.4 Lift-off-Technik . . . . .	10
2.3.5 Damaszentechnologie . . . . .	11
2.4 Akustomigration in SAW-Strukturen . . . . .	14
2.4.1 Allgemeines . . . . .	14
2.4.2 Degradationserscheinungen . . . . .	14
2.4.3 Materialtransportpfade . . . . .	16
2.4.4 Lebensdauerbestimmung . . . . .	18
2.4.5 Schädigungshypothesen . . . . .	20
2.5 Mechanische Eigenschaften von Metallisierungen . . . . .	23
2.5.1 Statische Beanspruchung . . . . .	23
2.5.2 Zyklische Beanspruchung . . . . .	26
2.5.3 Ultrahohe Belastungsfrequenzen . . . . .	29
<b>3 Experimentelle Methodik</b>	<b>33</b>
3.1 Probennomenklatur und SAW-Teststruktur . . . . .	33
3.2 Präparationsverfahren . . . . .	35
3.2.1 Ionenstrahlätzen . . . . .	35
3.2.2 Depositionsverfahren . . . . .	36
3.2.3 Chemisch-mechanisches Polieren . . . . .	38
3.2.4 Sonstige Verfahren . . . . .	39
3.3 Charakterisierungsverfahren . . . . .	40
3.3.1 Bestimmung von SAW-Eigenschaften . . . . .	40
3.3.2 Abbildende Verfahren . . . . .	42
3.3.3 Röntgendiffraktometrie . . . . .	45

3.3.4	Spektroskopische Verfahren . . . . .	46
3.3.5	Sonstige Verfahren . . . . .	46
<b>4</b>	<b>Herstellung der SAW-Strukturen</b>	<b>49</b>
4.1	Damaszenprozess für SAW-Strukturen . . . . .	49
4.1.1	Prozessschema . . . . .	49
4.1.2	Lithographische Maske . . . . .	50
4.1.3	Grabenstrukturierung im $\text{LiNbO}_3$ . . . . .	51
4.1.4	Abscheidung des Metallisierungssystems . . . . .	57
4.1.5	Chemisch-mechanisches Polieren . . . . .	58
4.1.6	Vervollständigung des Metallisierungssystems . . . . .	62
4.1.7	Untersuchung des abdeckenden Barriersystems . . . . .	63
4.2	Schichtcharakterisierung . . . . .	69
4.2.1	Schichtdicke . . . . .	69
4.2.2	Korngröße und -morphologie . . . . .	69
4.2.3	Schichtspannungen . . . . .	73
4.2.4	Kristallographische Textur . . . . .	75
<b>5</b>	<b>SAW-relevante Eigenschaften</b>	<b>79</b>
5.1	Lebensdauerbestimmung . . . . .	79
5.1.1	Schädigungskriterien . . . . .	79
5.1.2	Variation von Temperatur und SAW-Leistung . . . . .	85
5.1.3	Einfluss der Cu-Metallisierung auf die Lebensdauer . . . . .	91
5.1.4	Vergleich mit aufliegenden Cu-Metallisierungen . . . . .	95
5.1.5	Fehlerbetrachtung . . . . .	96
5.2	Akustische Wellenfeldverteilung . . . . .	98
5.3	SAW-Entwurfsparemeter . . . . .	103
<b>6</b>	<b>Degradation der Strukturen bei Leistungsbelastung</b>	<b>107</b>
6.1	Schädigungsphänomene bei Damaszenstrukturen . . . . .	107
6.1.1	Verhalten der Deckschicht . . . . .	107
6.1.2	Schädigungsorte und Defektmorphologie . . . . .	112
6.2	Ableitung einer Schädigungshypothese . . . . .	118
6.2.1	Belastungssituation in der Metallisierung . . . . .	118
6.2.2	Aktivierung des Degradationsprozesses . . . . .	119
6.2.3	Schädigungsmechanismen . . . . .	120
6.2.4	Experimentelle Schädigungsgleichung . . . . .	121
6.2.5	Möglicher Ablauf der Schädigung . . . . .	122
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung und Schlussfolgerung</b>	<b>127</b>
	<b>Danksagung</b>	<b>131</b>
	<b>Erklärung</b>	<b>133</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>135</b>



# Symbolverzeichnis

Symbol	Beschreibung
$\alpha_{Atz}$	Einfallswinkel des Ionenstrahles bezogen auf die Probennormale, [°]
$\alpha_F$	Flankenwinkel des Grabens im Substrat ohne Redeposit, [°]
$\alpha'_F$	Flankenwinkel des Grabens im Substrat mit Redeposit, [°]
$\alpha_f$	thermischer Ausdehnungskoeffizient der Schicht, [K <sup>-1</sup> ]
$\alpha_s$	thermischer Ausdehnungskoeffizient des Substrats, [K <sup>-1</sup> ]
$\gamma_{Cu}$	Stapelfehlerenergie von Cu, [J·m <sup>-2</sup> ]
$\gamma_{gb}$	spezifische Korngrenzenenergie, [J·m <sup>-2</sup> ]
$\gamma_{gg}$	Grenzflächenenergie des wachsenden Korns, [J·m <sup>-2</sup> ]
$\tilde{\gamma}_{mg}$	Grenzflächenenergie der Matrixkörner, [J·m <sup>-2</sup> ]
$\eta_{e,Cu}$	mittlere freie Weglänge von Elektronen in Cu, [m]
$\delta$	Korngrenzenbreite, [m]
$\varepsilon$	Dehnung, [-]
$\dot{\varepsilon}_0$	experimentelle Konstante, (ca. 10 <sup>6</sup> s <sup>-1</sup> )
$\varepsilon'_f$	Ermüdungsduktilitätskoeffizient, [-]
$\dot{\varepsilon}_{KG}$	Dehnrate bei Korngrenzendiffusion, [s <sup>-1</sup> ]
$\varepsilon_{pl}$	plastische Dehnungsamplitude, [-]
$\theta$	Einfallswinkel der Röntgenstrahlung bei XRR-Messungen, [°]
$2\theta$	Beugungswinkel, [°]
$\lambda$	Wellenlänge, [m]
$\nu_f$	Querkontraktionszahl, [-]
$\rho$	spezifischer elektrischer Widerstand, [Ω·m]
$\sigma$	mechanische Spannung, [Pa]
$\hat{\sigma}$	mechanische Spannung für athermisches Versetzungsgleiten, [Pa]
$\Delta\sigma$	Gesamtspannungsintervall, [Pa]
$\sigma_a$	Spannungsamplitude, [Pa]
$\sigma_{ES}$	Schichteigenspannung, [Pa]
$\sigma'_f$	Schichtspannung, [Pa]
$\sigma_f$	Ermüdungsfestigkeitskoeffizient, [Pa]
$\sigma_{KG}$	auf die Korngrenze wirkende Normalspannung, [Pa]
$\sigma_m$	Mittelspannung, [Pa]
$\sigma_{max}$	Maximalspannung, [Pa]
$\sigma_{min}$	Minimalspannung, [Pa]
$\sigma_q$	Quellenspannung zur Aktivierung einer <i>Frank-Read</i> -Quelle, [Pa]
$\sigma_{th}$	thermisch bedingte Schichtspannung, [Pa]
$\sigma_y$	Fließspannung [Pa]
$\tau$	Winkel zwischen Schichtnormale und Gleitrichtung, [°]
$\phi$	Winkel zwischen Schichtnormale und Gleitebenennormale, [°]
$\psi$	Kippwinkel, [°]
$\Omega$	Atomvolumen, [m <sup>3</sup> ]

Symbol	Beschreibung
$a$	Parameter, [-]
$A$	Messfläche [m <sup>2</sup> ]
$A_{KG}$	Konstante für Korngrenzendiffusionskriechen, [-]
$b$	Breite der Leiterbahn, [m]
$B$	Imaginärteil des Leitwertes, [S]
$c_d$	Ermüdungsduktilitätsexponent, [-]
$c_s$	Ermüdungsfestigkeitsexponent, [-]
$d$	mittlere Korngröße, [m]
$d_{\text{Ätz,Lack}}$	Ätztiefe im Fotolack, [m]
$d_{\text{Ätz,LiNbO}_3}$	Ätztiefe in LiNbO <sub>3</sub> , [m]
$D_0$	Vorfaktor für Korngrenzendiffusion, [m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup> ]
$D_{KG}$	Korngrenzendiffusionskoeffizient, [m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup> ]
$D_V$	Volumendiffusionskoeffizient, [m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup> ]
$D_{X,M}$	Diffusivität von X in einer Matrix M, [m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup> ]
$E_f$	Elastizitätsmodul der Schicht, [Pa]
$E_{Cu}$	Elastizitätsmodul von Cu, [Pa]
$E_D$	Durchbruchfeldstärke, [V/m]
$f$	Frequenz, [Hz]
$f_s$	Synchronfrequenz, [Hz]
$\Delta F_\epsilon$	Differenz der Verzerrungsenergie zwischen wachsendem Korn und Matrixkorn, [J·m <sup>-2</sup> ]
$\Delta G_a$	freie Aktivierungsenthalpie, [eV]
$G$	Realteil des Leitwertes, [S]
$h$	Schichtdicke, [m]
$i$	imaginäre Einheit, $i = \sqrt{-1}$
$I$	elektrische Stromstärke, [A]
$k$	<i>Boltzmann</i> -Konstante, $1,38065 \cdot 10^{-23} \text{ J} \cdot \text{K}^{-1}$
$K$	Amplitude der SAW, [-]
$l$	Länge der Leiterbahn, [m]
$L_C$	Abstand schwacher Verankerungspunkte entlang einer Versetzungslinie, [m]
$L_N$	Abstand starker Verankerungspunkte entlang einer Versetzungslinie, [m]
$m$	Abstand der Verankerungspunkte einer <i>Frank-Read</i> -Quelle, [m]
$M$	Korngrenzenmobilität, [J·m <sup>-2</sup> ]
$M_f$	biaxialer E-Modul einer (ausgedehnten) Schicht, [Pa]
$n$	Triebkraft zur Reduktion von Korngrenzenfläche, [J·m <sup>-2</sup> ]
$N_f$	Zyklenzahl, [-]
$p$	Kammerdruck, [Pa]
$p_0$	Kammerbasisdruck, [Pa]
$P$	Leistung, [W]
$P_S$	Substratleistung, [W]
$P_T$	Targetleistung, [W]
$q$	freie Variable, [-]
$Q_{\text{Deg}}$	Aktivierungsenergie für den Degradationsmechanismus, [eV]
$Q_{KG}$	Aktivierungsenergie für Korngrenzendiffusion, [eV]
$Q_{VG}$	Aktivierungsenergie für die Hindernisüberwindung ohne Spannungseinfluss, [eV]
$r_{FR}$	Radius der Ausbauchung der Versetzungslinie einer <i>Frank-Read</i> -Quelle, [m]
$r$	Reflexionsfaktor, [-]

Symbol	Beschreibung
$r_e$	elektrische Komponente des Reflexionsfaktors, [-]
$r_m$	mechanische Komponente des Reflexionsfaktors, [-]
$r_{gg}$	Kornradius des wachsenden Korns, [m]
$\bar{r}_{mg}$	mittlerer Kornradius der Matrixkörner, [m]
$R$	elektrischer Widerstand, [ $\Omega$ ]
$R_{q,GB}$	quadratischer Mittenrauwert des Grabenbodens, [m]
$R_{q,OF}$	quadratischer Mittenrauwert der Oberfläche, [m]
$s_{\text{Ätz,Lack}}$	Ätzrate des Fotolackes, [nm/min]
$s_{\text{Ätz,LiNbO}_3}$	Ätzrate LiNbO <sub>3</sub> , [nm/min]
$S_I$	Ionenstromdichte, [ $\text{mA}\cdot\text{cm}^{-2}$ ]
$t_{\text{Ätz}}$	Ätzzeit, [min]
$T$	Temperatur, [ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_H$	Heizertemperatur, [ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_O$	Oberflächentemperatur der Probe bei eingespeister SAW-Leistung, [ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_m$	Schmelztemperatur, [ $^{\circ}\text{C}$ ]
$u$	freie Variable, [-]
$U$	elektrische Spannung, [V]
$U_B$	Beschleunigungsspannung, [V]
$U_D$	Durchbruchspannung, [V]
$v_R$	Rayleighwellengeschwindigkeit, [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]
$v_{RS}$	Rayleighwellengeschwindigkeit des piezoelektrischen Substrats, [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]
$v_R$	Rayleighwellengeschwindigkeit der Cu-Schicht, [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]
$w$	Apertur (Überlappung der Elektroden eines IDT), [m]
$Y$	Admittanz, [S]



# Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Beschreibung
Abb.	Abbildung
AES	<i>Auger</i> -Elektronenspektroskopie
ASoPW	Angular Spectrum of Plane Waves (dt.: Winkelspektrum ebener Wellen)
b.E.	beliebige Einheit
bzw.	beziehungsweise
ca.	circa
CMP	Chemisch-mechanisches Polieren
CVD	Chemical Vapour Deposition (dt.: chemische Dampfphasenabscheidung)
E-Modul	Elastizitätsmodul
EBSD	Electron Backscattering Diffraction (dt.: Elektronenrückstreubeugung)
ECD	Electrochemical Deposition (dt.: elektrochemische Abscheidung)
EDX, EDXS	Energy Dispersive X-ray Analysis (dt.: energiedispersive Röntgenanalyse)
EL-ECD	Electro-less Electrochemical Deposition (dt.: außenstromlose elektrochemische Abscheidung)
engl.	englisch
etc.	et cetera
Fa.	Firma
FIB	Focused Ion Beam (dt. fokussierter Ionenstrahl)
GD-OES	Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy (dt.: optische Glimmentladungsspektroskopie)
HAADF	High Angle Annular Dark Field (dt.: Weitwinkel-Dunkelfeld-Ring(detektor))
HCF	High Cycle Fatigue (dt.: hochzyklische Ermüdung)
i.A.	im Allgemeinen
IBE	Ion Beam Etching (dt.: Ionenstrahlätzen)
IDT	Interdigital-Transducer (dt.: Interdigitalwandler)
IE	ionenausgelöste Elektronen
kfz	kubisch-flächenzentriert
LCF	Low Cycle Fatigue (dt.: niederzyklische Ermüdung)
MS	Magnetron-Sputtern
MTTF	Mean Time To Failure (dt.: mittlere Ausfallzeit, mittlere Lebensdauer)
NWA	Netzwerkanalysator
OFW	Oberflächenwelle
OZ	Ordnungszahl
PE	Plasma Etching (dt. Plasmaätzen)
PECVD	Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition (dt. Plasma-unterstützte chemische Dampfphasenabscheidung)
PSB	Persistent Slip Band (dt.: persistentes Gleitband)
PVD	Physical Vapour Deposition (dt.: physikalische Dampfphasenabscheidung)
RBS	Rutherford Backscattering Spectrometry (Rutherford-Rückstreuspektrometrie)
RE	Rückstreuelektronen

<b>Abkürzung</b>	<b>Beschreibung</b>
RIBE	Reactive Ion Beam Etching (dt.: reaktives Ionenstrahlätzen)
RIE	Reactive Ion Etching (dt.: reaktives Ionenätzen)
RT	Raumtemperatur
SAW	Surface Acoustic Wave (dt.: akustische Oberflächenwelle)
sccm	Standard-Kubikzentimeter
SE	Sekundärelektronen
sog.	sogenannt
STEM	Scanning Transmission Electron Microscopy (dt.: Transmissionselektronenmikroskopie im Rasterbetrieb)
TEM	Transmission Electron Microscopy (dt.: Transmissionselektronenmikroskopie)
TTF	Time To Failure (dt.: Ausfallzeit, Lebensdauer)
u.a.	unter anderem
u.U.	unter Umständen
UHCF	Ultra High Cycle Fatigue (dt.: ultrahochzyklische Ermüdung)
XRR	X-ray Reflectometry (dt.: Röntgenreflektometrie)

# 1 Einleitung und Zielstellung

Im Mittelpunkt der vorliegenden Arbeit stehen Bauelemente, die auf der Basis von sog. akustischen Oberflächenwellen, in der Fachsprache üblicherweise mit dem Begriff SAW (*surface acoustic wave*) bezeichnet, arbeiten.

In den vergangenen ca. 40 Jahren haben SAW-Bauelemente einen außerordentlich starken Aufschwung erlebt. Den Beginn markierte ein neuartiger Zwischenfrequenz-Filter für Fernsehgeräte am Ende der 1960er Jahre. Heute finden sich unterschiedliche Arten dieser Bauelemente in nahezu jedem Bereich unseres täglichen Lebens wieder. Als Beispiele können hier allgemein die draht-, funk- und fasergestützte Daten- und Signalübertragung und im Speziellen Mobil- und Schnurlostelefone oder Fernbedienungen genannt werden. Inzwischen sind auch neue Anwendungen in der Sensorik sowie der Identifikationstechnik hinzugekommen.

Es gibt für SAW-Bauelemente eine Entwicklung hin zu höheren Arbeitsfrequenzen, steigenden Leistungen, erhöhter Zuverlässigkeit, weiterer Miniaturisierung und zunehmender Modulintegration, wobei alle Anforderungen bei gleichzeitig sinkenden Herstellungskosten realisiert werden müssen. Dabei zeichnet sich ab, dass mit den herkömmlichen Herstellungstechnologien nicht alle Bedürfnisse erfüllt werden können. So ist z.B. die Lift-off-Technik, mit der ein Großteil der Bauelemente hergestellt wird, nicht auf beliebig kleine Strukturen anwendbar.

Eine Alternative bildet die sog. Damaszentechnologie, die auch zur Herstellung modernster Mikroprozessoren eingesetzt wird. Dabei werden die Metallelektroden anstatt auf dem Substrat aufzuliegen, in das Substrat eingelassen, woraus sich für zukünftige SAW-Bauelemente Vorteile ergeben können, wie z.B. eine erhöhte Leistungsbeständigkeit, kostengünstige Abscheideverfahren, eine Reduktion der Strukturgrößen und eine planare Oberfläche.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit liegt darin, die Damaszentechnologie erstmalig auf SAW-Strukturen anzuwenden und mit den Vorteilen der Cu-Technologie zu kombinieren [1]. Als inhaltliche Schwerpunkte wurden die Herstellung von Demonstratorbauelementen und die Bewertung der Prozessschritte, die Eigenschaftsbestimmung der Strukturen sowie deren Schädigungsverhalten bei Leistungsbelastung definiert.

Dazu wird im folgenden Kapitel zunächst eine Übersicht über Grundlagen der Thematik gegeben. Neben dem Prinzip von SAW-Bauelementen und den verwendeten Metallisierungen betrifft dies vor allem die Herstellungsverfahren und den derzeitigen Kenntnisstand zur Akustomigration als wichtigste Degradationserscheinung der Strukturen. Ergänzend werden auch die mechanischen Eigenschaften dünner Schichten bei statischer sowie zyklischer Beanspruchung betrachtet.

Nach der Vorstellung der präparativen und analytischen Vorgehensweise und der dazu verwendeten Methoden in Kapitel 3, schließt sich in Kapitel 4 die Beschreibung der Herstellungstechnologie an. Dabei werden Ergebnisse zu den einzelnen Prozessschritten erläutert und Verbesserungsmöglichkeiten diskutiert. Besonderes Augenmerk wird auf die Grabenstrukturierung des Substratmaterials  $\text{LiNbO}_3$ , das chemisch-mechanische Polieren und die Untersuchung der abdeckenden Doppelschichtbarriere gelegt. Die Resultate der Charakterisierung des Metallisierungssystems schließen das Kapitel ab.

Kapitel 5 beinhaltet Ergebnisse zu den SAW-relevanten Eigenschaften der in Damaszentechnologie hergestellten Proben. Bedeutsam für die Zuverlässigkeit der Bauelemente ist eine ausreichende Leistungsverträglichkeit der Metallisierung. Sie wird anhand von Lebensdauermessungen untersucht, wobei im Wesentlichen der Einfluss der Belastungsbedingungen Temperatur und SAW-Leistung, aber auch unterschiedlicher Schichtdicken und Gefügezustände betrachtet wird. Weitere wichtige Eigenschaften sind die Verteilung der akustischen Wellenfelder und die mit dem neuen Konzept verbundenen SAW-Entwurfsparameter, die jeweils in gesonderten Abschnitten erläutert werden.

Das abschließende Kapitel 6 behandelt die Degradation der SAW-Damaszenstrukturen bei Belastung mit hohen SAW-Leistungen. Dabei werden zunächst die auftretenden Schädigungsphänomene vorgestellt und Unterschiede zu aufliegenden Metallisierungen herausgearbeitet. Damit verbunden sollen weitere Ergebnisse Aufschluss über die der Akustomigration zugrunde liegenden Mechanismen geben und in einer verbesserten Schädigungshypothese zusammengefasst werden.

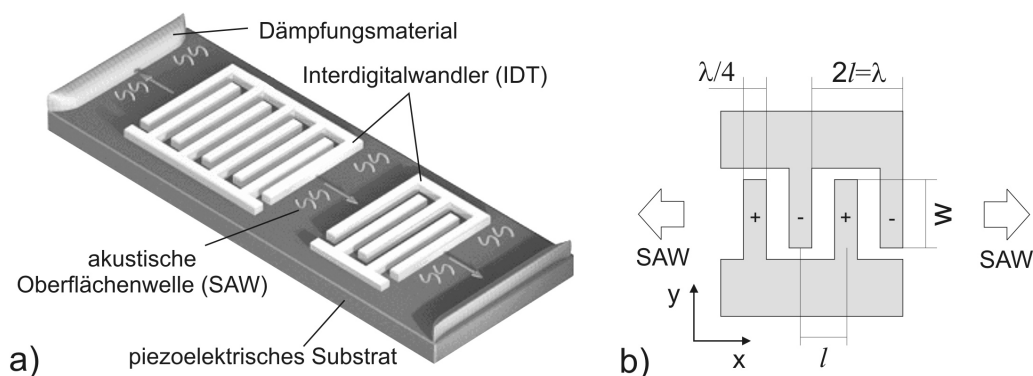
Die Arbeit entstand im Rahmen eines vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) über die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen (AiF) geförderten Forschungsprojektes (AiF-Vorhaben-Nr. 13996 BR).



## 2 Grundlagen und Stand der Literatur

### 2.1 Grundprinzip von SAW-Bauelementen

SAW-Bauelemente arbeiten auf der Grundlage von elastischen Wellen, die an der Oberfläche von Festkörpern geführt werden. Einen wichtigen Beitrag zu deren Entdeckung leistete *Lord Rayleigh*, der im Jahr 1885 die Wellen erstmals im Zusammenhang mit Erdbeben beschrieb und die daher heute als Rayleighwellen bezeichnet werden [2]. Neben Rayleighwellen existiert noch eine Vielzahl weiterer Wellentypen, wie z.B. *Love*-, *Lamb*- oder *Bleustein-Gulyaev*-Wellen, welche alle nach ihren Entdeckern benannt sind [3]. Die Teilchenbewegung im Material findet bei Rayleighwellen auf elliptischen Bahnen statt in einer Ebene, die von der Ausbreitungsrichtung und der Oberflächennormale aufgespannt wird (sog. Sagittalebene). Im Gegensatz zu Wasserwellen erfolgt die elliptische Bewegung jedoch nicht in Ausbreitungsrichtung sondern entgegengesetzt dazu. Die Teilchenauslenkung nimmt exponentiell mit dem Abstand von der Substratoberfläche ab, sodass in einer Tiefe von etwa einer Wellenlänge keine merklichen Auslenkungen mehr stattfinden [4]. Die Stärke der Teilchenauslenkungen ist abhängig von der Amplitude der Wellen und führt zu elastischen Verzerrungen und damit zu mechanischen Spannungen im Materialbereich, in dem sich die Welle ausbreitet.



**Abb. 2.1** a) Schematische Ansicht eines SAW-Bauelementes mit zwei Interdigitalwandlern (IDTs). b) Anregung von SAW mit einem einfachen IDT. Nomenklatur:  $2l$  = Wandlerperiode,  $\lambda$  = Wellenlänge,  $\lambda/4$  = Elektrodenbreite = Zwischenraumbreite,  $w$  = Apertur des IDT.

Das Grundprinzip von SAW-Bauelementen ist die Erzeugung von elastischen Oberflächenwellen aus elektrischen Signalen sowie deren Rückumwandlung. Das Funktionsschema

eines einfachen SAW-Bauelementes ist in Abb. 2.1 a dargestellt. Als Substratmaterial dient ein piezoelektrischer Kristall. Typische Materialien sind Quarz ( $\text{SiO}_2$ ), Lithiumtantalat ( $\text{LiTaO}_3$ ) oder das in der Arbeit verwendete Lithiumniobat ( $\text{LiNbO}_3$ ). Es handelt sich um einkristalline Materialien, aus denen nach der Züchtung des Kristalls dünne Scheiben (Wafer) mit definierter Orientierung herausgeschnitten und an der Oberfläche poliert werden. Auf dem piezoelektrischen Substrat befinden sich in definierter Anordnung metallische Elektroden, die kammartig ineinander greifen. Die Metallstruktur wird als Interdigitalwandler (IDT) bezeichnet, da elektrische und mechanische Wellen ineinander umgewandelt werden. Der IDT wurde von *White* und *Voltmer* im Jahr 1965 entwickelt und führte zum Durchbruch von SAW-Anwendungen [5].

Wird an einen IDT eine elektrische Wechselspannung der Frequenz  $f$  angelegt, kommt es aufgrund des umgekehrten piezoelektrischen Effektes zu einer periodischen Deformation des Kristalls zwischen den Elektroden. Dies führt zur Anregung einer mechanischen Welle (SAW), die dann bei konstruktiver Überlagerung mit den Teilwellen der übrigen Elektrodenpaare nach außen abgestrahlt wird und sich an der Oberfläche ausbreitet. In einem weiteren IDT kann die Welle empfangen und wieder in ein elektrisches Signal umgewandelt werden. Das Frequenzverhalten des IDTs ist von der Geometrie der Elektrodenanordnung abhängig. Bei der Synchronfrequenz  $f_s$  stimmt die akustische Wellenlänge  $\lambda$  mit der Wandlerperiode  $2l$  überein (siehe Abb. 2.1 b). Mit Berücksichtigung der Oberflächenwellengeschwindigkeit  $v$  des Kristalls ergibt sich:

$$f_s = \frac{v}{\lambda} = \frac{v}{2l} \quad (2.1)$$

Bei einem einfachen IDT beträgt die Breite der Elektroden sowie der Zwischenräume jeweils ein Viertel der Wellenlänge. Die Bandbreite des Wandlers ist der Anzahl der Elektrodenpaare umgekehrt proportional. Amplitude und Phase der angeregten SAW lassen sich durch eine spezielle Gestaltung der Elektroden beeinflussen (Länge, Breite, Polarität). Die SAW wird als Wellenfront in der Breite der Apertur  $w$  (siehe Abb. 2.1 b) zu beiden Seiten des IDT ausgesendet, wobei die eingespeiste elektrische Leistung gleichermaßen auf beide Seiten verteilt wird. Treffen SAW auf eine Materialdiskontinuität, an der sich die Ausbreitungsbedingungen sprunghaft ändern (Chipkanten, Stufen, Gräben, etc.), werden sie teilweise reflektiert. Um dies zu verhindern, kann beispielsweise ein Dämpfungsmaterial an den Chipkanten aufgebracht werden (Abb. 2.1 a). Die Wellen werden dann an dieser Stelle absorbiert und ihre mechanische Energie in Wärmeenergie umgewandelt (laufende Wellen). Bei Reflexion bilden sich hingegen Wellen mit feststehenden Wellenknoten aus (stehende Wellen).

## 2.2 Metallisierungssysteme für SAW-Anwendungen

### 2.2.1 Allgemeine Anforderungen

Der Metallisierung kommt eine wichtige Bedeutung zu, da sie durch die Kontaktierung des Piezoelektrikums die Anregung akustischer Oberflächenwellen erst ermöglicht und aufgrund ihrer Materialeigenschaften das Gesamtverhalten des Bauelementes entscheidend beeinflusst. Die wichtigsten Grundanforderungen sind eine hohe spezifische elektrische

Leitfähigkeit, um Verluste durch Erwärmung zu vermeiden. Daneben muss das Metall eine gute Leistungsbeständigkeit aufweisen, da die Leistungsdichten in den Bauelementen zum Teil sehr hoch sind und zukünftig durch die abnehmenden Strukturgrößen weiter steigen. Dafür sind insbesondere die mechanischen Eigenschaften des Metalls verantwortlich. Aus technologischer Sicht sind ferner eine gute Haftung zum Substrat, eine einfache und reproduzierbare Abscheidung, exakte Strukturierbarkeit sowie gute Kontaktierbarkeit zu nennen [3].

### 2.2.2 Al-basierte Metallisierungen

Aluminium ist das wichtigste Basiselement zur Herstellung von SAW-Metallisierungen. Es ist preiswert, besitzt eine hohe elektrische Leitfähigkeit und ist einfach zu prozessieren. Der besondere Vorteil von Al ist die Selbstpassivierung durch eine nur wenige Nanometer dicke, aber dennoch sehr stabile natürliche Oxidschicht. Dadurch kann bei Standardbauelementen auf zusätzliche Passivierungsschichten verzichtet werden. Von Nachteil ist hingegen die ausgesprochen geringe Stabilität von Al gegen Akustomigration, dem wichtigsten Degradationsmechanismus von SAW-Metallisierungen [6]. Aus diesem Grund wird versucht, durch verschiedene Maßnahmen die Akustomigrations- und damit die Leistungsbeständigkeit der Al-Metallisierungen zu erhöhen<sup>1</sup>. Dazu gehören unter anderem

- die Bildung von Al-Legierungen bzw. intermetallischen Phasen (vor allem die binären Systeme Al-Cu und Al-Ti),
- die Kombination mit härteren Schichten im Wechsel bzw. eine Verkapselung,
- die gezielte Gefügeeinstellung (Vorzugsorientierungen, einkristalline oder amorphe Schichten).

### 2.2.3 Cu-basierte Metallisierungen

Von *Menzel* et al. konnte erstmals qualitativ gezeigt werden, dass Cu eine höhere Beständigkeit gegen Akustomigration aufweist als Al [8], woraufhin auch eine Patentierung erfolgte [1, 9]. Eine Untersuchung der Migrationsresistenz Cu-basierter Metallisierungen im Vergleich zu Al wurde von *Pekarčíková* durchgeführt [7, 10] (siehe hierzu auch Abschnitt 2.4). Es wurden insbesondere die Systeme<sup>2</sup> Ta-Si-N(50 nm)/Cu(250 nm)/Ta-Si-N(50 nm) sowie Ta-Si-N(50 nm)/Cu(250 nm) mit einer Ti(10 nm)/Al(340 nm)-Metallisierung verglichen. Der Grund für die verbesserte Leistungsbeständigkeit liegt bei den Werkstoffeigenschaften von Cu im Vergleich zu Al (siehe Tabelle 2.1). Insbesondere der höhere Schmelzpunkt führt zu einer Verlangsamung der bei der Akustomigration ablaufenden materialphysikalischen Prozesse. Gleichmaßen wirken sich auch der höhere E-Modul sowie die erhöhte Streckgrenze von Cu aus, die eine plastische Verformung erschweren. Daneben zeichnet sich Cu vor allem durch eine bessere thermische und elektrische Leitfähigkeit aus. Durch die höhere Dichte von Cu verglichen mit Al werden die SAW-Eigenschaften stärker beeinflusst. Beispielsweise erhöht Cu den Reflexionsfaktor an den Elektrodenkanten, was für

<sup>1</sup>Einen Überblick zu Al-basierten Schichtsystemen für die SAW-Technik hält [7] bereit.

<sup>2</sup>Die Angabe der Schichtreihenfolge beginnt immer am Substrat und endet an der Oberfläche.

Eigenschaft	Aluminium	Kupfer
Ordnungszahl	13	29
Dichte [ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ]	2,70	8,96
Schmelzpunkt [ $^{\circ}\text{C}$ ]	660	1083
E-Modul [GPa], [11]	70,3	129,8
Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa], [12]	9,8...24,5	35,3...78,5
spez. Wärmeleitfähigkeit [ $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ]	273	390
spez. elektrischer Widerstand [ $\mu\Omega\text{cm}$ ]	2,66	1,56
Kristallstruktur	kfz	kfz

**Tab. 2.1** Ausgewählte Werkstoffeigenschaften von Aluminium und Kupfer (polykristallines Massivmaterial) [13].

den Einsatz in Resonatorbauelementen wichtig ist [14–16]. Die veränderten Werkstoffeigenschaften müssen bei der Erstellung der Layouts für SAW-Bauelemente berücksichtigt werden. Ein Nachteil bei der Verwendung von Cu sind die Barrierschichten, die nötig sind, um Cu-Elektroden vor Oxidation zu schützen. Hierauf soll im folgenden Abschnitt näher eingegangen werden.

### Diffusionsbarrieren

Elektrodenstrukturen aus Cu erfordern an zwei Stellen den Einsatz von Barrierschichten. Zum einen an der Grenzfläche zum Substrat, um die Interdiffusion von Cu und Elementen des Substratmaterials zu unterbinden. Diese Barrierschicht kann zusätzlich die Aufgabe übernehmen, eine gute Haftung des Cu auf dem Substrat sicherzustellen. Zum anderen muss auch die Grenzfläche zur Umgebung geschützt werden, da Cu, im Unterschied zu Al, keine selbstpassivierende Oxidschicht bildet. Meist stellt diese Barrierschicht gleichzeitig einen gewissen mechanischen Schutz der Oberfläche sicher.

Die Diffusivität von Cu in  $\text{LiNbO}_3$  ist etwa vergleichbar mit der in  $\text{SiO}_2$  und damit als hoch einzustufen. Im Speziellen wurde sie bei der Erzeugung von dotiertem  $\text{LiNbO}_3$  untersucht [17]. Bei einer Temperatur von  $1000^{\circ}\text{C}$  liegt der effektive Diffusionskoeffizient bei  $D_{\text{Cu}/\text{LiNbO}_3} = (1,0 \pm 0,2) \cdot 10^{-12} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ . Die Aktivierungsenergie wurde von den Autoren nicht bestimmt. Für  $\text{SiO}_2$  liegen die Diffusionsparameter in der gleichen Größenordnung bei  $D_{0,\text{Cu}/\text{SiO}_2} = 2,5 \cdot 10^{-12} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$  und  $Q_{\text{Cu},\text{SiO}_2} = 0,93 \text{ eV}$  (bestimmt im Temperaturbereich  $150^{\circ}\text{C} < T < 300^{\circ}\text{C}$ ) [18]. Die Eindiffusion von Cu in  $\text{LiNbO}_3$  hat zur Folge, dass im Material eine begrenzte Fotoleitfähigkeit erzeugt wird [19], die sich negativ auf die piezoelektrischen Eigenschaften auswirken kann. Bei der Verwendung von Cu als Metallisierung auf  $\text{LiNbO}_3$  ist daher an der Grenzfläche eine Barrierschicht notwendig.

Die Barrierewirkung kommt zustande, wenn der Austausch von Elementen an der Grenzfläche wirksam unterbunden wird. Dies kann beispielsweise erreicht werden, wenn amorphe Schichtmaterialien verwendet werden, wo die Korngrenzen als schnelle Diffusionspfade fehlen. Durch den Zusatz von Si und N zu den in der Mikroelektronik ursprünglich verwendeten Ta-Barrieren konnten amorphe Ta-Si-N-Schichten erzeugt werden [20–22]. Sie stellen exzellente Barrierschichten für die Systeme Cu/Si und Cu/ $\text{SiO}_2$  dar [23] und können darüber hinaus durch eine gute Haftung zu Cu charakterisiert werden [24].

In Verbindung mit  $\text{LiNbO}_3$  zeigen amorphe Ta-Si-N-Schichten ebenfalls gute Eigenschaften: Die Wechselwirkung mit O ist bis  $400^{\circ}\text{C}$  sowohl an der Grenzfläche  $\text{LiNbO}_3/\text{Ta-Si-N}$

als auch zwischen Ta-Si-N/Luft gering [25] und Probleme mit der Haftung von Ta-Si-N auf  $\text{LiNbO}_3$  treten nicht auf [7]. Weiterhin wurde gezeigt, dass der elektrische Widerstand der Ta-Si-N-Schichten durch die Menge des in die Schicht eingebauten Reaktivgases N beeinflusst wird [23]. Sie kann durch eine Variation des Reaktivgasflusses während der PVD-Abscheidung gesteuert werden. Bis zu einem N-Gehalt von etwa 25 at.-% in der Schicht liegt der spezifische elektrische Widerstand der Ta-Si-N-Schichten konstant bei etwa  $240 \mu\Omega\text{cm}$ , während er bei einem Gehalt von 52 at.-% ca.  $1900 \mu\Omega\text{cm}$  erreicht [23]. Ein ähnliches Verhalten wurde auch für die Abhängigkeit des spezifischen elektrischen Widerstandes amorpher Ta-Si-O-Schichten vom O-Gehalt ermittelt. Auch hier nimmt mit steigendem Volumenanteil der Widerstand der Schichten zu [26]. Bei einem sehr hohen Reaktivgasfluss sowohl für Sauerstoff als auch für Stickstoff, bilden sich amorphe Schichten, die elektrisch isolierend sind.

Um die Cu-Elektroden effektiv zu schützen, bietet sich ihre komplette Einkapselung mit den genannten Schichten an. In der vorliegenden Arbeit wurde als substratseitige Barriere einheitlich eine leitfähige Ta-Si-N-Schicht verwendet. Als abdeckende Barriere wurde ein isolierendes Doppelbarriersystem bestehend aus einer Ta-Si-O- und einer Ta-Si-N-Schicht, ursprünglich eine Entwicklung zur Verkapselung von Solarzellen [26, 27], an die spezifischen Anforderungen für SAW-Strukturen angepasst und in seinen Eigenschaften untersucht (siehe Abschnitt 4.1.7).

### Elektrochemische Cu-Abscheidung

Die Metallisierungssysteme für SAW-Bauelemente werden hauptsächlich mit physikalischen Abscheidungsverfahren (PVD, engl. *Physical Vapour Deposition*) wie Aufdampfen und Kathodenzerstäubung hergestellt. Bei der in dieser Arbeit untersuchten Damaszentechnologie wurden erstmals neben physikalisch abgeschiedenem Kupfer auch die in der Mikroelektronik hauptsächlich verwendeten elektrochemisch hergestellten Cu-Schichten (ECD, engl. *Electrochemical Deposition*) eingesetzt. Das ECD-Verfahren ist im Vergleich zur PVD-Technik einfach und kostengünstig und zeichnet sich durch eine hohe Abscheiderate sowie eine breite Variationsmöglichkeit der Beschichtungsparameter aus. Die Cu-Schichten zeigen nach der Abscheidung ein feinkörniges Gefüge mit einer mittleren Korngröße zwischen 100 nm und 200 nm [28] und einem hohen Grad von Verunreinigungen, wie H, O, C, S und Cl, die aus den zur Abscheidung notwendigen Additiven stammen [29].

Nach der Herstellung setzt eine vollständige Gefügeumwandlung ein, die je nach Abscheidebedingungen wenige Stunden bis einige Monate dauern kann und zu einer deutlich größeren Kornstruktur mit einer mittleren Korngröße zwischen  $1 \mu\text{m}$  und  $10 \mu\text{m}$  führt [28, 30, 31]. Weitere Merkmale sind eine Reduzierung der Defektdichte und eine Umverteilung bzw. Verringerung von Verunreinigungen [29]. Mit diesen Gefügeveränderungen verbunden, wird eine Abnahme des elektrischen Widerstandes um typischerweise 10 % bis 30 % auf ca.  $1,7 \mu\Omega\text{cm}$  bis  $1,8 \mu\Omega\text{cm}$  beobachtet [32]. Außerdem kann die Abnahme von Druck- bzw. der Aufbau geringer Zugspannungen nachgewiesen werden [33]. Die Gefügeumwandlung wird häufig als Raumtemperaturrekristallisation oder engl. *self-annealing* bezeichnet. Dies ist etwas ungenau, da unklar ist, ob es sich tatsächlich um eine Rekristallisation handelt. Hierfür sind bestimmte Voraussetzungen zu erfüllen, wie z.B. die vorherige lokale Umordnung von Versetzungen (Erholung) sowie die Bildung von überkritischen Keimen inner-

halb defektreicher Gebiete [34], für deren Auftreten es bislang noch keine Belege in der Literatur gibt.

Bezüglich einer SAW-Anwendung von ECD-Schichten ist die Stabilität der Eigenschaften der Metallisierung von entscheidender Bedeutung. Es sei daher darauf hingewiesen, dass nach der Gefügeumwandlung, die bei den in der Arbeit untersuchten Cu-Schichten nach etwa 1-2 Tagen abgeschlossen ist, das Gefüge und damit auch die Eigenschaften stabil sind.

Ein Nachteil der elektrochemischen Abscheidung von Cu-Schichten liegt derzeit noch darin, dass zuvor eine dünne, leitfähige Unterlageschicht (Cu-Keimschicht) hergestellt werden muss, die meist mit dem PVD-Verfahren erzeugt wird. Dadurch werden einige der Vorteile der ECD-Methode wieder neutralisiert, weshalb nach alternativen Möglichkeiten zur Abscheidung der Keimschicht gesucht wird. Als Beispiel kann die außenstromlose Abscheidung von Cu (EL-ECD) genannt werden, bei der weder ein Vakuum noch eine leitfähige Oberfläche erforderlich ist [35].

### 2.3 Herstellung von SAW-Bauelementen

#### 2.3.1 Allgemeines

Die Massenproduktion von SAW-Bauelementen begann etwa am Ende der 1960er Jahre. Zu dieser Zeit und in den Folgejahren etablierten sich auch die wichtigsten Herstellungstechnologien, die bis heute noch weitgehend eingesetzt werden. Die Anforderungen an die Genauigkeit der optischen Abbildung, die Schichthomogenität und die Periodizität sind zwar enorm gewachsen, lassen sich aber noch immer mit den herkömmlichen Methoden erfüllen, obgleich man mittlerweile häufiger an Grenzen stößt.

Die Tatsache, dass etwa seit Anfang der 1980er Jahre kaum neue Technologien zur Herstellung von SAW-Bauelementen hinzugekommen sind, spiegelt sich auch in der Publikationstätigkeit wider. Bis auf wenige Ausnahmen gibt es kaum Veröffentlichungen zu grundlegend neuen Herstellungsverfahren [36]. Erst in den letzten Jahren, seit zunehmend Bauelemente auch im GHz-Bereich nachgefragt werden, ist ein messbarer Anstieg der Forschungsleistung zu verzeichnen. Der folgende Abschnitt fasst kurz die in der SAW-Technologie hauptsächlich verwendeten lithographischen Verfahren zusammen, bevor in weiteren Punkten die wichtigsten Herstellungsmethoden rekapituliert werden.

#### 2.3.2 Lithographie

SAW-Bauelemente werden in Planartechnik hergestellt [37, 38]. Sie beinhaltet eine Abfolge von Einzelprozessen, die jeweils auf dem ganzen Wafer durchgeführt werden und damit eine Anzahl identischer, sich stetig wiederholender Strukturen ergibt. Die wesentlichen Teilschritte sind

1. lithographische Erzeugung der Muster in einer Fotolackschicht („Resist“),
2. Übertragung der Muster auf die Scheibenoberfläche.

Der Lithographieprozess stellt einen wichtigen Schritt dar, da hierbei die Geometrie der Bauelemente, aber vor allem deren dimensionale Genauigkeit festgelegt wird. Die Verfahren zur Erzeugung der Strukturen auf der Oberfläche sind zwar deutlich umfangreicher und vielschichtiger, setzen jedoch in jedem Fall eine zuverlässige Lithographie voraus. Im lithographischen Prozess werden die am Rechner konzipierten Strukturen bzw. deren laterale Abmessungen über eine Fotomaske in einer Lackschicht auf der Oberfläche des Substrats erzeugt. Die Fotomasken sind Glas- oder Quarzplatten auf denen die Muster je nach verwendetem Belichtungsverfahren in verschiedenen Größenverhältnissen, wie beispielsweise 1:1, 4:1, 5:1 oder 10:1, enthalten sind [39]. Vor der Belichtung wird auf die Substratscheibe zunächst ein strahlungsempfindlicher Lack aufgeschleudert. Es wird zwischen Positiv- und Negativlacken unterschieden, abhängig davon, ob die belichteten oder die unbelichteten Bereiche nach der Entwicklung des Lackes entfernt werden. Für die Belichtung werden nach Art der verwendeten Strahlung die Verfahren der optischen Lithographie, Röntgenstrahlolithographie und Elektronenstrahlolithographie unterschieden. Aufgrund der notwendigen geringen Strukturbreiten bei Bauelementen für Hochfrequenzanwendungen (die kleinsten Abmessungen eines 5 GHz-Bauelementes liegen bei 200 nm [40]) sind die in Frage kommenden Verfahren begrenzt. Tabelle 2.2 gibt einen Überblick über die wichtigsten Belichtungsverfahren und deren Auflösungsgrenzen [36, 37, 39, 40]. Eine besondere Herausforderung für den Belichtungsprozess stellt die optische Transparenz der meisten in der SAW-Technik verwendeten Substratmaterialien dar. In der Massenproduktion von Bauelementen

**Tab. 2.2** Übersicht der wichtigsten Belichtungsverfahren der Mikroelektronik [39], die auch in der SAW-Technologie Anwendung finden.

Verfahren	Auflösungsgrenze
Optische Lithographie	
Kontaktbelichtung	0,4 µm bei $\lambda=248$ nm
Abstandsbelichtung	3 µm
Projektionsbelichtung	0,25 µm bei $\lambda=248$ nm
verkleinernde Projektionsbelichtung	0,13 µm bei $\lambda=193$ nm
Elektronenstrahlolithographie	0,05 µm
Röntgenstrahlolithographie	0,07 µm

findet das Verfahren der verkleinernden Projektionsbelichtung (Maßstab 5:1 und 10:1) im „Step- und Repeat-Verfahren“ (sog. Waferstepper) bevorzugte Anwendung. Neben einer guten Auflösung werden auch die geforderte Positioniergenauigkeit zur Gewährleistung einer hohen Elektrodenperiodizität sowie eine niedrige Defektrate erreicht [36]. Die Elektronenstrahlolithographie wird in der Massenproduktion von Bauelementen aus Kostengründen bislang nicht eingesetzt, zumal die serielle Bearbeitung jeder einzelnen Struktur den Scheibendurchsatz stark begrenzt. Mit den derzeit verfügbaren Methoden lassen sich Bauelemente mit einer Frequenz von etwa 3 GHz herstellen. Strukturen mit höheren Frequenzen von 5 GHz oder 10 GHz sind eine große Herausforderung bzw. können noch nicht hergestellt werden [41].

### 2.3.3 Ätzverfahren

Die Übertragung der herzustellenden Strukturen auf die Substratoberfläche kann durch Ätzen einer Metallschicht erfolgen. Es handelt sich dabei um ein subtraktives Verfahren, dessen allgemeiner Prozessablauf in Abb. 2.2 schematisch dargestellt ist. Es wird zwischen



**Abb. 2.2** Schema der Ätztechnik zur Erzeugung von SAW-Bauelementen [36].

nasschemischen Verfahren und Trockenätzprozessen unterschieden. In beiden Fällen wird die zu strukturierende Metallschicht zuerst auf dem gesamten Substrat abgeschieden. Im Anschluss wird die Fotolackmaske auf die Metallschicht aufgebracht, belichtet und entwickelt. Beim nasschemischen Verfahren wird dann mit metallspezifischen Ätzsubstanzen an den freiliegenden Stellen das Metall entfernt. Werden Trockenätzverfahren verwendet, kommt Plasmaätzen (PE), Ionenstrahlätzen mit (RIBE) oder ohne Reaktivgas (IBE) oder reaktives Ionenätzen (RIE) in Frage [37, 39]. Bei beiden Verfahren muss darauf geachtet werden, dass die verwendeten Ätzmittel eine möglichst hohe Selektivität besitzen und nur die Metallschicht, nicht aber Substrat und Fotolack angreifen. Insbesondere das nasschemische Verfahren ist durch einen isotropen Abtrag der Metallschicht gekennzeichnet, wodurch es zu Unterätzungen kommen kann. Es besteht allerdings die Möglichkeit dies bereits bei der Maskenherstellung zu korrigieren bzw. bei der Belichtung und Entwicklung des Fotolackes zu berücksichtigen.

### 2.3.4 Lift-off-Technik

Die Lift-off-Technik wird auch als Abhebetechnik bezeichnet und stellt derzeit die wichtigste Herstellungstechnologie für SAW-Bauelemente dar. Entsprechend Abb. 2.3 wird im Unterschied zur Ätztechnik die Fotolackmaske zuerst auf das Substrat aufgebracht. Danach wird die Metallschicht selektiv abgeschieden und mit einem Lösungsmittel die Lackschicht entfernt. Es handelt sich demnach um ein additives Verfahren. Um gute Ergebnisse zu er-

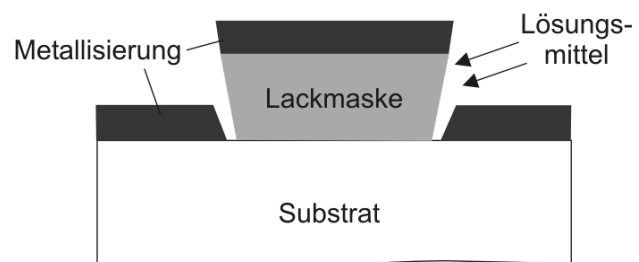


**Abb. 2.3** Schema der Lift-off-Technik zur Herstellung von SAW-Bauelementen [36].



zielen, muss bei der Abscheidung der Metallschicht darauf geachtet werden, dass die Seitenflächen der Lackmaske nicht mit Metall belegt werden, um dem Lösungsmittel eine Angriffsfläche zu bieten. Dies kann durch zwei Maßnahmen erreicht werden [37]: Zum einen sollten die Kanten der Lackschicht mindestens senkrecht oder besser leicht überschnitten hergestellt werden, was besondere Anforderungen an den lithographischen Prozess stellt (siehe Abb. 2.4). Zum anderen ist es günstig, wenn die Metallteilchen bei der Abscheidung möglichst senkrecht auf das Substrat einfallen und damit eine Bedeckung der Lackkanten vermieden wird. Das Verfahren der Elektronenstrahlverdampfung hat sich hierfür als

**Abb. 2.4** Schema einer überschnittenen Fotolackmaske für die Lift-off-Technik. Durch die Trapezform werden die Seitenflächen des Lacksteiges nicht beschichtet, was einen einfachen Angriff des Lösungsmittels ermöglicht.

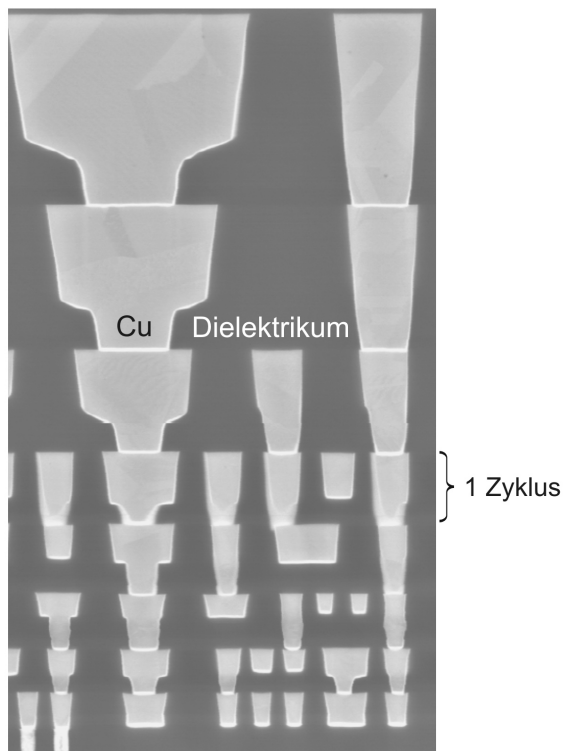


vorteilhaft erwiesen, da es mit einer nahezu punktförmigen und vergleichsweise weit entfernten Quelle ausgestattet ist. Daneben kann mit der Elektronenstrahlverdampfung eine Schichtdickenschwankung  $< 1\%$  der Gesamtdicke über den Durchmesser des Wafers erreicht werden [36]. Ein weiterer Vorteil der Lift-off-Technik im Vergleich zum Ätzen ist, dass nur milde, organische Lösungsmittel zur Lackentfernung eingesetzt werden, welche die Substratoberfläche nicht angreifen. Bei zunehmend schmalen Leiterbahnen arbeitet die Lift-off-Technik nicht mehr zuverlässig [39], weshalb nach Alternativen gesucht wird.

### 2.3.5 Damaszentechnologie

Der englische Begriff *damascening* beschreibt eine Kunst zur Verzierung von Gegenständen, die auf Goldschmiede im frühen Damaskus zurückgeht und die darin besteht, dünne Streifen eines weicheren Elementes wie Gold, Silber oder Kupfer in die Oberfläche von harten Werkstoffen wie Eisen, Stahl oder Bronze einzulegen [42].

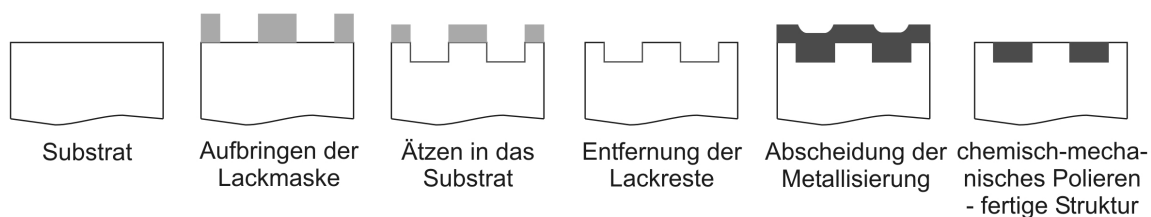
In der Mikroelektronik steht der Begriff für einen Prozess, bei dem über eine Maske Grabenstrukturen in ein Dielektrikum geätzt werden, die Vertiefungen mit dem Leiterbahnmateriale gefüllt werden und das außerhalb des Grabens liegende Material durch chemisch-mechanisches Polieren (CMP) entfernt wird. Eine Methode zur Herstellung von Damaszentruckturen wurde bereits 1975 in den Vereinigten Staaten patentiert [44]. Die grundlegenden Arbeiten zum Einsatz der Damaszentechnologie in der Mikroelektronik erfolgten bei der Firma *IBM* in den späten 1980er Jahren. Zu Beginn wurde die Damaszentechnologie bei der Herstellung von Schaltkreisen in Al-Metallisierung mit W-Kontaktlöchern eingesetzt. Die Kombination mit der elektrochemischen Abscheidung von Cu [45] verhalf der Damaszentechnologie endgültig zum Durchbruch und der Mikroelektronik zu einer neuen Generation von Bauelementen. Der Schnitt durch einen aktuellen Mikroprozessor der Firma *Intel* in Abb. 2.5 zeigt die Möglichkeiten, welche die Cu-Damaszentechnologie bietet. Im Bild sind acht Verdrahtungsebenen übereinander ausgeführt. Bei jeder Ebene



**Abb. 2.5** Querschnitt durch die Leiterbahnarchitektur eines Intel-Mikroprozessors in 65 nm-Cu-Technologie, welcher in der Damschichttechnologie hergestellt wurde. Ein Prozesszyklus besteht aus Maskierung, Ätzen in das (zuvor aufgebrachte) Dielektrikum, Abscheidung der Metallisierung und CMP. Im Bild wurde dieser Zyklus achtmal durchgeführt (Maßstab unbekannt) [43].

wird der erwähnte Zyklus aus Maskierung, Ätzen in das Dielektrikum, Füllen mit der Metallisierung sowie chemisch-mechanisches Polieren, durchgeführt.

Zur Herstellung von SAW-Bauelementen wurde die Damschichttechnologie bislang nicht eingesetzt. Hierfür ist die Durchführung des Prozessschemas notwendig, welches Abb. 2.6 veranschaulicht. Auf das piezoelektrische Substratmaterial wird zuerst eine Lackmaske aufgebracht, bei der die Bereiche an denen sich später die Elektroden befinden werden, frei bleiben. Danach wird über einen Ätzschritt das Substratmaterial bis zur gewünschten Tiefe entfernt. Nach der Entfernung der Lackreste wird das Metallisierungssystem abgeschieden. Zur Restrukturierung der Elektroden wird dann ein Polierschritt durchgeführt, bei dem das überschüssige Material entfernt wird und nur die vergrabenen Metallbereiche zurückbleiben. Im Vergleich zur Ätztechnik ist ein zusätzlicher Prozessschritt und zur Lift-off-Technik sind zwei zusätzliche Schritte notwendig. Diesem Mehraufwand, der nachteilig ist, stehen allerdings verschiedene Vorteile gegenüber, da es sich um ein neuartiges Konzept für SAW-Bauelemente handelt.



**Abb. 2.6** Schema der Damschichttechnologie zur Herstellung von SAW-Bauelementen (die Abscheidung von Barrierschichten ist nicht berücksichtigt).

Der wesentliche Unterschied zu den bislang fast ausschließlich genutzten aufliegenden Metallisierungen ist, dass die Metallstrukturen vollständig in die Oberfläche des Piezoelektrikums eingelegt sind und mit ihr eine völlig planare Ebene bilden. Die Elektroden sind somit am Boden und an beiden Seiten von Substratmaterial umgeben. Für den Fall, dass bei der Degradation der Bauelemente Materialextensionen gebildet werden (siehe Abschnitt 2.4), ist deren seitliches Wachstum in Richtung benachbarter Elektroden, welches zu Kurzschlüssen und damit zum Totalausfall des Bauelementes führen kann, nahezu unmöglich. Dadurch kann die Zuverlässigkeit der Bauelemente erhöht werden. Weiterhin ist mit der Damaszentechnologie prinzipiell eine Reduktion der Elektrodenbreiten möglich. Eine technologisch bedingte Mindeststrukturbreite wie bei der Lift-off-Technik muss nicht eingehalten werden. Die Damaszentechnologie ist für verschiedene Metallisierungen einsetzbar, unter der Voraussetzung, dass diese mit dem CMP-Prozess strukturierbar sind. Aufgrund der einfachen Herstellung bieten sich jedoch Metallisierungen an, die auf elektrochemisch abgeschiedenen Cu-Schichten basieren. Durch die Verwendung der gleichen Prozessschritte wie in der Mikroelektronik ist zudem eine Integration von SAW-Bauelementen mit mikroelektronischen Komponenten vorstellbar. Die planare Oberfläche bietet die Möglichkeit der Erschließung neuer Anwendungsfelder.

Es sind besonders die beiden neu hinzugekommenen Prozessschritte, die bei der Verwendung der Damaszentechnologie zur Herstellung von SAW-Bauelementen untersucht werden müssen: Einerseits die Grabenätzung in das Piezoelektrikum und andererseits der Polierschritt (CMP) im Anschluss an die Abscheidung des Metallisierungssystems. Die Grabenätzung kann bei piezoelektrischen Substraten und insbesondere bei  $\text{LiNbO}_3$  durch Trockenätzverfahren oder nasschemische Methoden erfolgen. Die nasschemische Entfernung von  $\text{LiNbO}_3$  wurde im Zusammenhang mit der Herstellung von sowohl optischen als auch akustischen Wellenleitern untersucht. Um die Oberflächeneigenschaften gezielt zu verändern, kann ein Protonenaustausch durchgeführt werden, wobei die  $\text{Li}^+$ -Ionen durch  $\text{H}^+$ -Protonen ersetzt werden [46, 47]. Dabei wurde festgestellt, dass Bereiche, in denen Protonen ausgetauscht werden, mit einer  $\text{HF}/\text{HNO}_3$ -Ätzlösung einfach und auch homogen entfernt werden können, während unbehandeltes  $\text{LiNbO}_3$  nur sehr schwer nasschemisch ätzbar ist [48]. Das nasschemische Ätzen wurde bereits bei der Herstellung spezieller SAW-Filter eingesetzt [49]. Bei den Trockenätzverfahren kann Sputterätzen [50], ein auch „Ion Milling“ genanntes rein physikalisches Ätzen und Plasmaätzen mit  $\text{CF}_4$  [51], bei dem hauptsächlich ein chemischer Angriff mit geringer Unterstützung durch Ionenbeschuss erfolgt, zur Strukturierung von  $\text{LiNbO}_3$  verwendet werden. Zur Herstellung der Grabenstrukturen wurde in der vorliegenden Arbeit das Ionenstrahlätzverfahren (IBE) unter Verwendung einer kommerziellen Anlage eingesetzt.

Zum chemisch-mechanischen Polieren der Materialkombination  $\text{Cu}/\text{LiNbO}_3$  liegen bislang in der Literatur keine Veröffentlichungen vor<sup>3</sup>. Aufgabe des Schrittes ist es, den Wafer nach der Abscheidung der Metallisierung zunächst einzuebnen (siehe Abb. 2.6) und dann die Metallschicht gleichmäßig bis zum Erreichen der Substratoberfläche abzutragen. Um zu gewährleisten, dass das Metall ausschließlich in den Vertiefungen zurückbleibt, muss eine dünne Schicht des Piezoelektrikums mit abgetragen werden. Dabei wird gleichzeitig

<sup>3</sup>Hinzu kommt noch die Barrierschicht, die für die allgemeine Betrachtung an dieser Stelle vernachlässigt wird.

Metall und Substrat poliert und es können CMP-typische Nebeneffekte, wie Auspolieren metallischer Bereiche oder eine Stufenbildung am Übergang zwischen den Materialien auftreten.

### 2.4 Akustomigration in SAW-Strukturen

#### 2.4.1 Allgemeines

Der Begriff Akustomigration fasst Schädigungsphänomene zusammen, die beim Betrieb von SAW-Bauelementen durch die akustischen Oberflächenwellen (SAW) auftreten. Die Akustomigration findet in der Metallisierung statt und führt zu einer Degradation der SAW-Bauelemente, da die Metallisierung ihre mechanischen und elektrischen Eigenschaften ändert. Im Wesentlichen findet dabei eine Materialumlagerung statt. Zuerst erkannten *Latham* et al. 1979 bei der Untersuchung von Resonatoren, dass eine Leistungsbelastung der Al-Metallisierung zu dendritenartigen Auswüchsen auf der Oberfläche führt [6]. Neben den Hügeln (engl. *hillocks*) entstehen auch Bereiche, in denen Material entfernt wird (Löcher oder engl. *voids*), was an Al-basierten Dünnschichten gezeigt wurde [52]. Die auftretende Schädigung hat Ähnlichkeit mit der Elektromigration von Al und Cu, wo eine thermoelektrische Belastung von Leiterbahnen ebenfalls zu einem Loch- und Hügelwachstum führen kann [53, 54]. Bei rein thermischer Beanspruchung von Dünnschichten kann ebenfalls ein Hügelwachstum auftreten, wie dies für Pb- und Sn-Schichten [55] sowie für Al-Schichten [56] und auch für Cu-Schichten [57] gezeigt wurde. Allerdings konnten in diesen Fällen keine parallel entstehenden Löcher nachgewiesen werden. Als Ursache für das thermische Hügelwachstum wird die Relaxation von Druckspannungen innerhalb der Schicht angegeben [55].

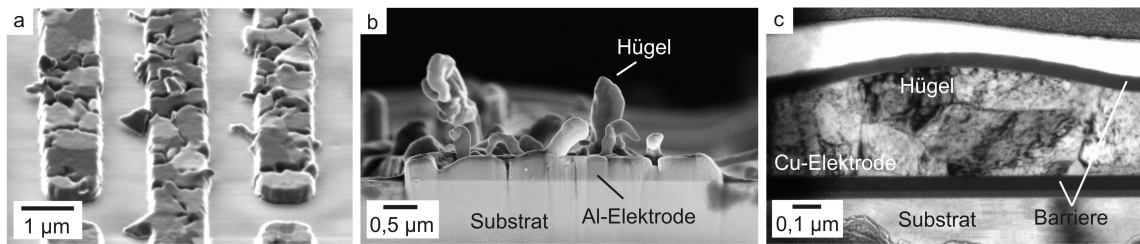
#### 2.4.2 Degradationserscheinungen

##### Al-Metallisierungen

Detaillierte Untersuchungen zum Schädigungsverhalten reiner Al-Metallisierungen auf LiTaO<sub>3</sub>-Substraten wurden in [58] vorgestellt. Ein typisches Beispiel einer stark degradierten Metallisierung ist in Abb. 2.7 a gezeigt. Die geschädigten Al-Elektroden wurden dabei unter einem Winkel von 45° aufgenommen. Die Form der Hügel kann äußerst vielfältig sein und ist daher schwer zu beschreiben. Eine mögliche Einteilung wurde in [58] vorgeschlagen in:

- Extrusionen mit hohem Aspektverhältnis (*high-aspect ratio extrusions*), sie sind außerordentlich lang und schmal.
- Kornartige Extrusionen (*grain-like extrusions*), hierbei verdicken sich ganze Körner.
- Halbhöhe Extrusionen (*half-height extrusions*), die Höhe der Hügel erreicht etwa die halbe Dicke der Metallisierung.

Allgemein gilt, dass die Hügel meist zwischen den Kristalliten an Korngrenzen und deren Tripelpunkten auftreten. Teilweise können sich jedoch auch ganze Körner vergrößern. Da



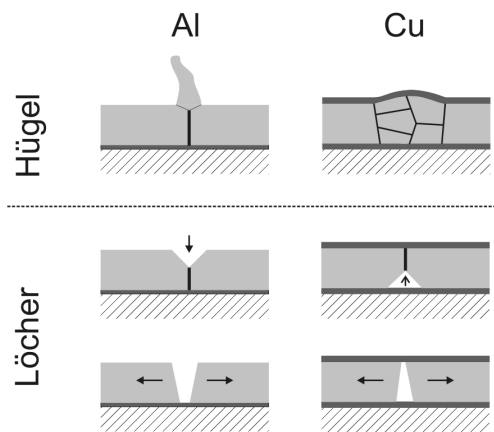
**Abb. 2.7** Degradation von SAW-Metallisierungen durch akustische Belastung. a) Al-Metallisierung auf  $\text{LiTaO}_3$  (FIB/IE-Bild,  $45^\circ$  gekippt) [59], b) Al/Ti-Metallisierung auf  $\text{LiNbO}_3$  (FIB-Präparation, Abbildung mit REM/SE, ca.  $90^\circ$  gekippt) [10], c) Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Metallisierung auf  $\text{LiNbO}_3$  (TEM-Querschnittspräparation) [7].

benachbarte Elektroden in den IDTs ein entgegengesetztes elektrisches Potential besitzen, können besonders lange und schmale Extrusionen zu Kurzschlüssen zwischen den Elektroden und damit zum Totalausfall des Bauelementes führen [60]. Die Löcher, die sich parallel zu den Extrusionen bilden und als Materialquellen dienen, sind vorzugsweise an Korngrenzen angeordnet und wachsen furchen- bzw. schlitzartig entlang dieser Grenzen. Ähnliche Untersuchungsergebnisse konnten an Al/Ti-Metallisierungen (10 nm Ti als Haftvermittlerschicht) auf  $\text{LiNbO}_3$ -Substraten erzielt werden [7]. Der Querschnitt einer Al-Elektrode mit außerordentlich starker Schädigung ist in Abb. 2.7 b gezeigt. Zur besseren Veranschaulichung der Hügelform und -höhe erfolgte die REM-Abbildung in Draufsicht auf den Elektrodenquerschnitt. Die Hügel können ein Vielfaches der ursprünglichen Schichtdicke erreichen. Es konnte ebenfalls anhand von TEM-Untersuchungen gezeigt werden, dass die Löcher und die Hügel bevorzugt an Korngrenzen und deren Tripelpunkten entstehen. Teilweise sind die Extrusionen mit der Al-Schicht verwachsen, manchmal bildet sich jedoch auch eine Grenzfläche aus, wobei der Hügel dann ein neues Korn repräsentiert. Das Lochwachstum beginnt vorwiegend an der Schichtoberfläche (siehe Schema in Abb. 2.8).

### Cu-Metallisierungen

Die leistungsbedingte Degradation Cu-basierter Metallisierungen unterscheidet sich von jener der Al-Schichten. Bei gleichen Belastungsbedingungen ist sie insgesamt deutlich geringer als bei Al, was auf eine größere Stabilität hindeutet. Wurde zunächst davon ausgegangen, dass bei der Schädigung von Cu-Schichten keine Hügel entstehen, sondern ausschließlich Furchungen an Korngrenzen auftreten [8], konnte inzwischen jedoch gezeigt werden, dass ebenfalls Hügel entstehen, diese jedoch eine andere Gestalt als bei Al besitzen [10]. Anhand des TEM-Querschnittsbildes in Abb. 2.7 c wird die typische Form der Hügel verdeutlicht. Sie sind flacher als bei Al, seitlich nicht scharf abgegrenzt und haben mehr den Charakter lokaler Verdickungen der Schicht. Dies trifft jedoch nur für Cu-Schichten zu, die nach oben und unten durch eine Barriere von der Umgebung abgegrenzt sind (Schichtsystem Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N, Barrieredicke 50 nm). Wird hingegen eine Cu-Schicht ohne abdeckende Passivierung mit akustischen Wellen belastet, so kommt es neben einer Oxidation der Oberfläche zur Bildung von Löchern und Hügeln, die zwar deutlich kleiner sind, deren Morphologie aber der Schädigung von Al ähnelt [7]. Grundsätzlich ist zur Bildung

eines Hügels die Überwindung einer kritischen Druckspannung notwendig. Sie ist bei unpassivierten Schichten gering, da nur eine eventuell vorhandene dünne Oxidschicht „Widerstand“ leistet. Bei passivierten Filmen hingegen übt die Deckschicht in Abhängigkeit von ihren mechanischen Eigenschaften und ihrer Dicke u.U. eine starke Gegenkraft auf die Oberfläche aus, die der Hügel zunächst überwinden muss [61]. Dies konnte bei Elektromigrationsuntersuchungen an Leiterbahnen aus Al(Cu)-Legierungen gezeigt werden [62]. Es wird demnach davon ausgegangen, dass die Anwesenheit der Deckschicht beim Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-System sowohl die Oxidation des Cu verhindert, als auch das Hügelwachstum verringert bzw. deren Morphologie ändert, da sie auch einen mechanischen Widerstand darstellt [7]. Die Löcher bilden sich bei Cu-Metallisierungen ebenfalls hauptsächlich an Korngrenzen und deren Tripelpunkten und haben meist eine längliche, schlitzartige Form, können aber auch rund oder asymmetrisch sein. Im Unterschied zu Al beginnen sie vermehrt von der unteren Grenzfläche aus zu wachsen [7, 63]. Die wesentlichen Unterschiede der Defektmorphologie und Wachstumsrichtung von Al- und passivierten Cu-Metallisierungen wurden in [7] schematisch zusammengefasst (Abb. 2.8).



**Abb. 2.8** Unterschiedliche Schädigungsmerkmale und -verlauf bei der Degradation von Al/Ti und von Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N-Metallisierungen durch Akustomigration. Schema nach [7].

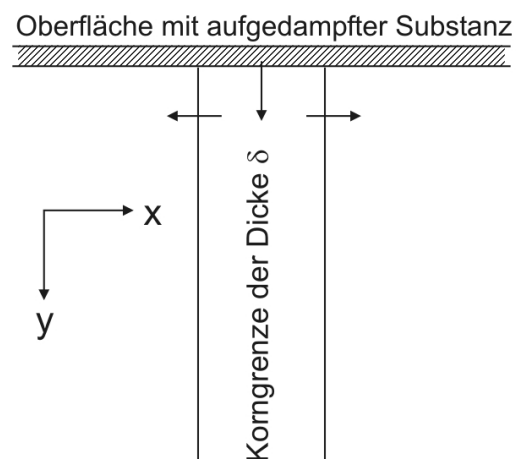
### 2.4.3 Materialtransportpfade

Generell kommen für den Materialtransport in dünnen Schichten verschiedene Diffusionspfade in Frage. Der Massefluss kann über die Oberfläche, die Grenzflächen und das Volumen erfolgen. Diese Pfade unterscheiden sich stark in ihren Aktivierungsenergien und ihren Diffusionsquerschnitten. Der Atomtransport auf der freien Oberfläche hat die niedrigste Aktivierungsenergie, gefolgt von den Grenzflächen im Material (Korngrenzen bzw. Grenzflächen zu anderen Schichten oder zum Substrat). Der Transport durch das Kornvolumen hat in jedem Fall die höchste Aktivierungsenergie. Ist er allerdings aktiv, so kann über ihn eine große Materialmenge transportiert werden da das Kornvolumen den größten Diffusionsquerschnitt bietet. Da die Diffusion ein thermisch aktivierbarer Prozess ist, hängt der vorherrschende Transportmechanismus in erster Linie von der Temperatur ab. Daneben spielen auch das Material, das Gefüge und die Defektstruktur der Schicht eine Rolle. Es ist allgemein akzeptiert, dass die Volumen(selbst)diffusion in Massivmaterialien ab einer Temperatur von  $(0,3 \dots 0,4) T_m$  (in Kelvin) bedeutsam wird (Tammann'sche

Regel). Ist die Temperatur niedriger, so ist die Volumendiffusion praktisch eingefroren und es ist im Wesentlichen mit Grenz- und Oberflächendiffusion zu rechnen. Bei den für SAW-Metallisierungen verwendeten Dünnschichten, spielt die reine Oberflächendiffusion nur bei der Schichtherstellung eine wichtige Rolle. Unter Einsatzbedingungen werden die Schichten i.d.R. passiviert (Cu) oder bilden eine selbstpassivierende Oxidschicht aus (Al). Mit Blick auf die in der Arbeit verwendeten Untersuchungstemperaturen, die  $170\text{ °C}$  nicht überschreiten, dürften bei Cu die dominierenden Transportpfade für die Selbstdiffusion des Elektrodenmaterials die Korngrenzen und die Grenzflächen zu Deck-/Unterlageschichten sein. Im realen Einsatz werden die Bauelemente i.d.R. bei Raumtemperatur betrieben, wobei kurzzeitig auch geringfügig höhere Temperaturen auftreten können. Aufgrund der relativ niedrigen Schmelztemperatur von Al ( $T_m = 660\text{ °C}$ ) muss dort allerdings bereits mit beginnender Volumendiffusion gerechnet werden. Ein wichtiger Punkt mit Blick auf die Grenzflächendiffusion ist die Haftung der Schicht zu Deck- bzw. Unterlageschichten. Ist sie schlecht, kann die Aktivierungsenergie für die Grenzflächendiffusion deutlich kleiner als für die reine Korngrenzendiffusion sein [54], wodurch dieser Mechanismus stark an Bedeutung gewinnen kann.

### Korngrenzendiffusion

Die typischen Degradationserscheinungen der Akustomigration zeigen, dass über die Korngrenzen ein wesentlicher Teil des Materials transportiert wird. So befindet sich die Mehrzahl der Defekte, seien es Löcher oder Hügel, an oder zumindest in der Nähe von Korngrenzen [10,64]. Daher soll dieses Phänomen noch einmal im Speziellen behandelt werden. Zur Beschreibung der Korngrenzendiffusion wird davon ausgegangen, dass sich die Korngrenze durch eine Scheibe der Dicke  $\delta$  darstellen lässt (Abb. 2.9). Innerhalb dieser Zone



**Abb. 2.9** Diffusion in einer Korngrenze in der  $x$ - $y$ -Ebene. Die Konzentrationsänderung wird durch Ströme entlang der Korngrenze und in das Volumen bestimmt [34].

setzt sich der Diffusionsfluss aus der Korngrenzen- und der Volumendiffusion zusammen. Die zugehörigen Diffusionskoeffizienten lauten  $D_{KG}$  und  $D_V$ , wobei gilt  $D_{KG} \gg D_V$ . Bei der Schmelztemperatur ist das Verhältnis  $D_{KG}/D_V$  etwa  $10^3$  und nimmt mit fallender Temperatur weiter zu [65]. Bei Betrachtung der Masseströme entlang der Korngrenze und in

das Volumen, erhält man das 2. Fick'sche Gesetz (Kontinuitätsgleichung) für Korngrenzendiffusion [34]:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D_{KG} \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} + \frac{2D_V}{\delta} \frac{\partial c}{\partial x} \quad (2.2)$$

( $c(x, y)$  - Konzentration,  $t$  - Zeit)

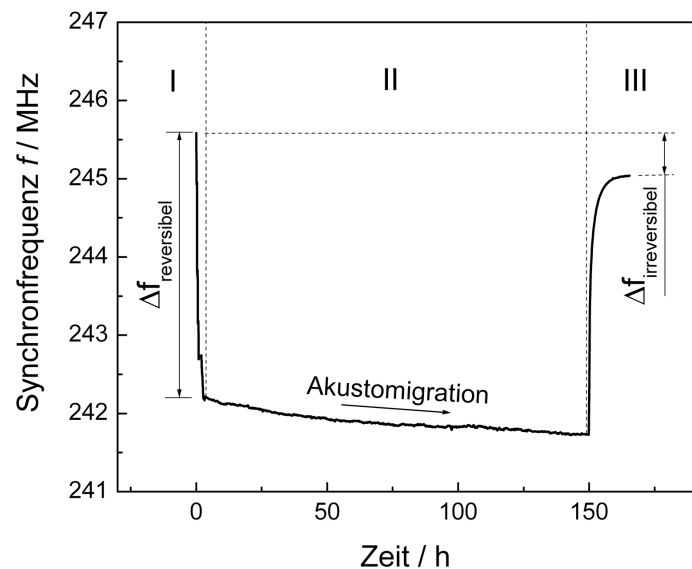
Diese Differentialgleichung konnte unter Annahme unterschiedlicher Randbedingungen gelöst werden [65]. Die Ergebnisse zeigen, dass sich experimentell immer nur das Produkt  $D_{KG} \cdot \delta$  ermitteln lässt, nicht jedoch  $D_{KG}$  allein. Der Korngrenzendiffusionskoeffizient ist nicht konstant, sondern variiert mit dem Korngrenzentyp. Bei Kleinwinkelkorngrenzen mit Desorientierungen  $\leq 15^\circ$  ist er anfangs sehr klein (in der Größenordnung von  $D_V$ ) und nimmt erst mit steigender Desorientierung deutlich zu, da vermehrt Stufenversetzungen in die Grenze eingebaut werden. Großwinkelkorngrenzen stellen im Allgemeinen Bereiche schlechter Passung der benachbarten Körner dar, wodurch  $D_{KG}$  hohe Werte erreichen kann. Allerdings gibt es bei bestimmten Rotationswinkeln Gitterkoinzidenzen bei denen infolge guter Passung und wenig freien Volumens  $D_{KG}$  stark abnimmt [34]. Einen Sonderfall stellen Zwillingsgrenzen dar. Sie grenzen Kristallbereiche voneinander ab, die in spiegelsymmetrischer Orientierungsbeziehung zueinander stehen. Im kfz-Kristallsystem lautet das Zwillingssystem  $\{111\} \langle 112 \rangle$  (Zwillingsebene-Verschiebungsrichtung). Die Spiegelebene trennt Zwilling und Matrix voneinander ab und ist kohärent. Da keine Versetzungen systematisch in die Grenze eingebaut sind, ist ein Materialtransport über Korngrenzendiffusion nicht möglich [34]. Alle anderen Grenzflächen des Zwillings zur Matrix sind inkohärent und damit durch die Anordnung von Defektstrukturen (Versetzungen und Leerstellen) geprägt [34, 66]. Im Sinne des Materialtransportes sind sie daher mit Klein- bzw. Großwinkelkorngrenzen vergleichbar.

### 2.4.4 Lebensdauerbestimmung

Die Akustomigration führt neben der strukturellen Degradation der Metallisierung auch zu einer Veränderung der Frequenzcharakteristik des Bauelementes, wobei sich die Synchronfrequenz des IDT zu niedrigeren Frequenzen verschiebt [6]. Es ist daher möglich, die Schädigung durch eine elektrische Messgröße zu quantifizieren. Dazu wird die Probe unter beschleunigenden Beanspruchungsbedingungen bis zum Erreichen eines zuvor festgelegten Schädigungskriteriums, beispielsweise einer Frequenzverschiebung  $\Delta f$  von 100 kHz, belastet. Das Erreichen des Kriteriums wird als Ausfall der Probe gewertet und die benötigte Zeit dementsprechend als Lebensdauer (engl. *Time To Failure*, TTF) bezeichnet. Wird eine große Anzahl von Proben unter den gleichen Bedingungen untersucht, kann eine mittlere Lebensdauer (engl. *Mean Time To Failure*, MTTF) bestimmt werden. Die Lebensdauerermessung wird häufig dazu verwendet, neuentwickelte oder verbesserte Metallisierungen und Metallisierungssysteme bezüglich ihrer Degradationseigenschaften zu untersuchen [10, 60, 67–71] oder grundlegende Forschungen zur Akustomigration durchzuführen [7, 58]. Beispielsweise konnte gezeigt werden, dass die Lebensdauer eines Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-N-Schichtsystems um etwa drei Größenordnungen über der eines in der Dicke vergleichbaren Al/Ti-Systems liegt [7]. In der Regel sind die genauen Untersuchungsbedingungen der einzelnen Literaturstudien jedoch sehr unterschiedlich bzw. nicht genau bekannt, sodass die Ergebnisse nur bedingt miteinander verglichen werden können. Besonders die



**Abb. 2.10** Typischer Frequenzverlauf eines Test-IDTs in Cu-Damascenntechnologie auf LiNbO<sub>3</sub> während eines Lebensdauerexperimentes. Belastungsbedingungen: Heizertemperatur 120 °C, SAW-Leistung 3 W (siehe Abschnitt 5.1.2).



verwendeten piezoelektrischen Substratmaterialien (LiNbO<sub>3</sub>, LiTaO<sub>3</sub>, Quarz, etc.) mit ihren speziellen Kristallschnitten und den eigens dafür angepassten Teststrukturen [72, 73] erschweren die Vergleichbarkeit. Als Belastungsbedingungen werden im Allgemeinen die Temperatur sowie die zugeführte SAW-Leistung variiert. Sie werden dabei so gewählt, dass ein Erreichen des Schädigungskriteriums in vertretbaren Zeiten gewährleistet ist. Die Lebensdauer ist sowohl von der Temperatur als auch von der SAW-Leistung exponentiell abhängig.

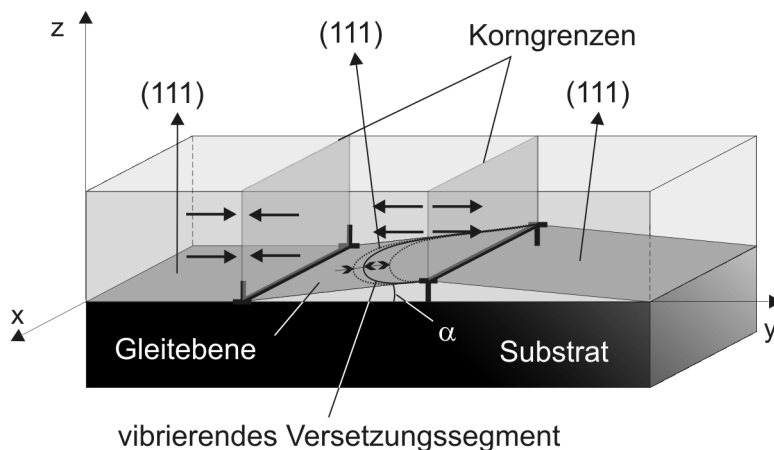
Ein Beispiel für die Frequenzänderung während eines Lebensdauerexperimentes ist in Abb. 2.10 dargestellt. Die Frequenzänderung ist in drei Bereiche unterteilt. Bereich I ist die Phase des Aufheizens bis zur Erreichung der Untersuchungstemperatur und des Einspeisens der Sollleistung. Bedingt durch die Temperatureigenschaften des Substratmaterials verschiebt sich die Synchronfrequenz in diesem Bereich sehr stark. Diese Verschiebung ist jedoch reversibel und nicht durch die Degradation der Probe hervorgerufen. Der Bereich II ist das Belastungsexperiment. Hier sind Temperatur und Leistung konstant und die Frequenzverschiebung ist allein auf die Akustomigration der Cu-Metallisierung zurückzuführen. Im Bereich III werden die Leistung und der Heizer ausgeschaltet und die Probe kühlt auf die Ausgangstemperatur ab. Der reversible, temperaturabhängige Anteil der Frequenzverschiebung wird dadurch neutralisiert. Die zurückbleibende Differenz zwischen Anfangs- und Endfrequenz ist irreversibel und spiegelt die Degradation der Elektroden wider. Im praktischen Einsatz von Bauelementen kann die Akustomigration dazu führen, dass die geforderten Spezifikationen nicht mehr erfüllt werden.

Zur Bestimmung der Lebensdauer wurde in der vorliegenden Arbeit eine spezielle Teststruktur verwendet (siehe Abschnitt 3.1). Sie bietet die Möglichkeit, neben der Frequenzverschiebung auch die degradationsbedingte Veränderung des elektrischen Widerstandes der Metallisierung als Schädigungskriterium heranzuziehen. Er spiegelt ausschließlich die veränderten Eigenschaften der Metallisierung wider, während die akustischen Eigenschaften (d.h. die Synchronfrequenz) immer durch den Verbund aus Substrat und Metallisierung bestimmt werden.

### 2.4.5 Schädigungshypothesen

Bislang bietet die Literatur keine geschlossene Erklärung des Phänomens der Akustomigration. Es liegen Hypothesen vor, die teilweise unterschiedliche Versagensmechanismen in Betracht ziehen. Ein interessanter Ansatz wurde in [58] vorgeschlagen. Er geht von einem gekoppelten Versetzungs-/Diffusionsmechanismus aus, wobei der Abbau mechanischer Spannungen durch Materialumlagerung zum typischen Erscheinungsbild der Akustomigration führt. Bevor der Ansatz vorgestellt wird, soll kurz die Beanspruchungssituation der untersuchten Proben umrissen werden. Gegenstand der Studie in [58] waren Resonatorstrukturen bestehend aus einer Al-Metallisierung (420 nm Dicke) auf  $\text{LiTaO}_3$ . Die Belastung erfolgte durch horizontal polarisierte Oberflächenwellen<sup>4</sup> bei einer Frequenz von etwa 900 MHz. In den Resonatoren ergibt sich frequenzabhängig ein stehendes Wellenfeld. Der Al-Schicht werden durch die SAW-typischen Substratbewegungen hochzyklische Deformationen aufgezwungen, die zu Scherspannungen führen. FEM-Simulationen zeigten, dass das Maximum der mechanischen Spannungen an der Grenzfläche  $\text{LiTaO}_3/\text{Al}$  liegt, während sie in Richtung zur Oberfläche gradiell abnehmen. Bei einer eingespeisten mittleren SAW-Leistung von 3 mW beträgt die maximale Spannungsamplitude, die in der Werkstofftechnik auch als Ausschlagsspannung bekannt ist, 19,1 MPa, was einer Dehnungsamplitude von 0,027 % entspricht [58].

Das Kernelement der Schädigungshypothese ist die Annahme, dass die in den Körnern enthaltenen Versetzungen bzw. Versetzungssegmente in der Lage sind, in ihrer Gleitebene mit der Anregungsfrequenz zu vibrieren (Abb. 2.11). Da die Al-Schicht eine starke



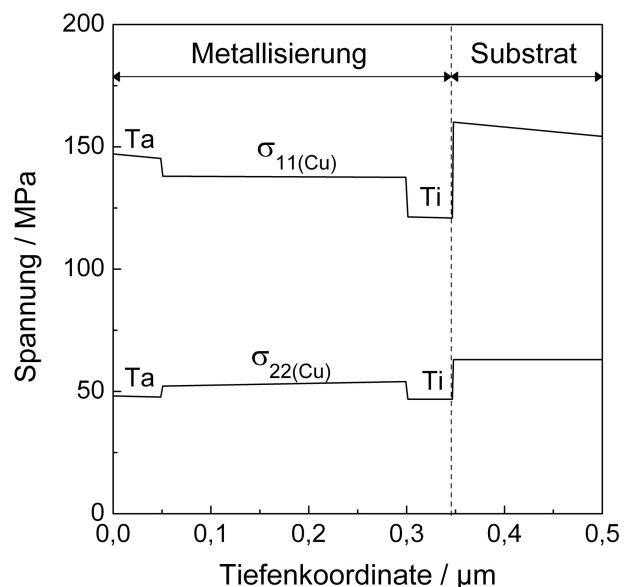
**Abb. 2.11** Schematische Darstellung der Versetzungswanderung während der Beanspruchung einer Metallisierung mit akustischen Oberflächenwellen (Schema nach [58]).

{111}-Vorzugsorientierung besitzt, liegen die Hauptgleitebenen (bei kfz-Kristallen sind dies die {111}-Ebenen) nahezu parallel zur Oberfläche [58]. Nahezu deshalb, weil die Körner i.d.R. nicht perfekt orientiert sind und die Faserachse geringfügig von der Schichtnormalen abweicht. Dadurch ist die Gleitebene geneigt (Winkel  $\alpha$  in Abb. 2.11) und eine darin schwingende Versetzung erfährt den erwähnten mechanischen Spannungsgradienten in Normalenrichtung. Dies führt dazu, dass beim Vor- und Zurückschwingen der Versetzung unterschiedliche Wege zurückgelegt werden da bei einer geringeren Spannung die

<sup>4</sup>Darunter sind Oberflächenwellen zu verstehen, bei denen die Partikelverschiebungen ausschließlich horizontale Anteile (d.h. in Schichtebene) besitzen.

Versetzung weiter ausbauchen kann. Im Mittel wandert die Versetzung demnach durch das Korn. Da die Korngrenze bei Raumtemperatur ein schwer zu überwindendes Hindernis darstellt, kommt es dort zu einem Aufstau und damit zu mechanischen Druckspannungen an dieser Grenze, während an der gegenüberliegenden Korngrenze Zugspannungen entstehen (dargestellt durch Pfeile in Abb. 2.11). Der Spannungsabbau erfolgt über eine Materialdiffusion in der Korngrenze entweder um das Korn herum oder durch Materialtransport zur Oberfläche. Bei Druckspannungen bilden sich Hügel bzw. Extrusionen an der Oberfläche, während bei Zugspannungen Löcher entstehen. Der letztere Teil der Hypothese, der den diffusiven Spannungsabbau beschreibt, ist gut nachvollziehbar, da es keinen Widerspruch zu den beobachteten Schädigungsphänomenen gibt. Die Erzeugung der Spannungen durch Versetzungsbewegung ist zwar nicht offensichtlich, erscheint aber ebenfalls möglich, da in der Literatur eine Vielzahl von Arbeiten zur Wechselwirkung von hochfrequenten mechanischen Wellen mit null- und mehrdimensionalen Kristallbaufehlern veröffentlicht wurden (siehe hierzu Abschnitt 2.5.3). Allerdings wurden im Rahmen von [58] keine experimentellen Befunde vorgestellt, welche diese Schädigungshypothese unterstützen können bzw. Hinweise auf die ablaufenden Mechanismen geben.

In [7] wurden Al- und Cu-basierte Systeme auf  $\text{LiNbO}_3$ -Substraten untersucht. Die dort verwendete SAW-Teststruktur entspricht der in der vorliegenden Arbeit genutzten (siehe auch Abschnitt 3.1). Die Belastung der Metallisierungen wurde mit einer Frequenz von etwa 130 MHz durchgeführt. Die Wellen sind sagittal polarisierte Oberflächenwellen<sup>5</sup>, die an den Enden der Struktur absorbiert werden und damit einen laufenden Charakter ohne feststehende Wellenknoten besitzen. Die Analyse des Beanspruchungszustandes der Metal-



**Abb. 2.12** Tiefenverlauf der wichtigsten Spannungskomponenten einer Ti/Cu/Ta-Metallisierung auf  $\text{LiNbO}_3$  bei einer Belastung von  $f=127\text{ MHz}$  und  $P=3,5\text{ W}$  (nach [73]).

lisierung zeigte, dass zwei wesentliche Spannungskomponenten auftreten, die Hauptspannung  $\sigma_{11}$  in der Schichtebene in Wellenausbreitungsrichtung sowie die Spannungskompo-

<sup>5</sup>Bei diesem auch als Rayleighwellen bezeichneten SAW-Typ liegen die dominierenden Partikelverschiebungen innerhalb der durch die Oberflächennormale und die Wellenausbreitungsrichtung aufgespannten Sagittalebene.

nente  $\sigma_{22}$  quer dazu [73]. Die sonstigen Spannungsanteile sind deutlich geringer und können vernachlässigt werden. Für die SAW-Teststruktur mit dem Schichtsystem Ti(50nm)/Cu(250nm)/Ta(50nm) und einer SAW-Leistung von 3,5 W ergibt sich der in Abb. 2.12 dargestellte Spannungsverlauf für  $\sigma_{11}$  und  $\sigma_{22}$ . Dabei wurden in der Metallisierung vorhandene Eigenspannungen vernachlässigt. Die maximale Spannung tritt in Ausbreitungsrichtung auf und beträgt für die gegebene Leistung etwa 140 MPa. Im ersten Halbzyklus einer Sinuswelle hat sie Zug-, im zweiten Druckcharakter. Die dadurch verursachten elastischen Verzerrungen können über das *Hooke'sche* Gesetz abgeschätzt werden ( $E_{Cu} = 129,8$  GPa) und betragen etwa 0,11 %. Nach [7] ist die Ausbildung der typischen Schädigungsbilder der Akustomigration ausschließlich auf einen Diffusionsprozess in den Korngrenzen zurückzuführen. Als Triebkräfte kommen dabei die in den Elektroden generierten Spannungen in Frage, wobei ein Spannungsgradient normal zur Schichtebene mit dem Maximum an der Grenzfläche zum Substrat existiert. Die unterschiedlichen Korngrenzentypen, die sich aus den Desorientierungen der beteiligten Körner ergeben, sind durch verschiedene Diffusivitäten gekennzeichnet. Dementsprechend variieren deren Materialtransporteigenschaften, einige Korngrenzen können mehr, andere weniger Material transportieren. An den Korngrenztripelpunkten entstehen dadurch Divergenzen im Massefluss. Je nachdem ob die Divergenz am Tripelpunkt positiv oder negativ ist, bilden sich Löcher bzw. Hügel aus. Bei diesem Ansatz bleibt jedoch offen, wie die für die Migration verantwortliche Triebkraft über einen langen Zeitraum bzw. eine sehr hohe Zyklenzahl konserviert werden kann. Es besteht eine Diskrepanz zwischen der spannungssymmetrischen Belastung durch die SAW (abwechselnd Zug- und Druckspannungen in gleicher Höhe) und der Richtungskonstanz des Diffusionsprozesses, bei dem unabhängig vom Vorzeichen der Spannung das Material immer vom Loch zum Hügel transportiert wird.

In [63] wurde insbesondere die Spannungssituation in geschädigten SAW-Metallisierungen untersucht. Dazu wurde versucht, mit der Methode der konvergenten Elektronenbeugung im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) lokal die Gitterkonstanten mit einer Ortsauflösung von etwa 30 nm zu bestimmen. Wenngleich die absoluten mechanischen Spannungen nicht zuverlässig berechnet werden konnten, war es doch möglich, Dehnungsgradienten an verschiedenen Orten innerhalb der Schichten festzustellen. Sowohl in Al- als auch in Cu-basierten Schichtsystemen konnten starke Gradienten in der Nähe der Grenzfläche zum Substrat gefunden werden, die auf unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten von Schichtsystem und Substrat zurückgeführt wurden. Ferner relaxierten die Gitterdehnungen (und damit die Spannungen) in der Nähe von Löchern, die durch Akustomigration entstanden sind. Auch unterhalb von Hügeln einer Al-Metallisierung konnten Dehnungsgradienten gefunden werden, die möglicherweise von Druckspannungen herrührten, welche beim Aufwachsen der Hügel entstehen und durch einen zunehmenden Gegendruck ein weiteres Wachstum verlangsamten. Insgesamt wird aus [63] deutlich, dass die Akustomigration durch eine Korrelation zwischen lokal auftretenden Spannungen und den beobachteten Schädigungen gekennzeichnet ist.

## 2.5 Mechanische Eigenschaften von Metallisierungen

### 2.5.1 Statische Beanspruchung

#### Spannungen

Eine wichtige Eigenschaft dünner Schichten ist deren Verhalten beim Auftreten mechanischer Spannungen. Dabei werden zwei Arten von Spannungen unterschieden. Die eine Gruppe sind intrinsische Spannungen, die vor allem beim Schichtwachstum entstehen oder die Folge von Volumenänderungen der Schicht sind (z.B. beim Kornwachstum) [74]. Die andere Gruppe sind externe Lastspannungen, die der Schicht von außen aufgeprägt werden [75, 76]. Darunter fallen Biegespannungen und die wichtige Gruppe der thermischen Spannungen. Da die Spannungskomponente normal zur Schichtebene relaxieren kann, liegt bei ausgedehnten Dünnschichten auf einem Substrat i.d.R. ein zweiachsiger Spannungszustand vor. Das *Hooke'sche* Gesetz lautet für isotrope Materialien in diesem Fall

$$\sigma_f = \frac{E_f}{1 - \nu_f} \cdot \varepsilon = M_f \cdot \varepsilon. \quad (2.3)$$

Dabei ist  $\sigma_f$  die Schichtspannung,  $E_f$  der E-Modul der Schicht,  $M_f$  der biaxiale E-Modul,  $\nu_f$  die Querkontraktionszahl des Schichtmaterials und  $\varepsilon$  die Dehnung.

Der Großteil der Versuche in der vorliegenden Arbeit wird bei erhöhten Temperaturen durchgeführt. Dabei entstehen thermische Spannungen, die sich aufgrund des Unterschiedes der thermischen Ausdehnungskoeffizienten zwischen Schicht und Substrat ergeben. Sie können nach Gleichung 2.4 berechnet werden [76].

$$\sigma_{th} = (\alpha_s - \alpha_f) \cdot \Delta T \cdot M_f \quad (2.4)$$

$\sigma_{th}$  ist die thermische Spannung, die bei einer Temperaturänderung von  $\Delta T$  in der Schicht entsteht.  $\alpha_s$  und  $\alpha_f$  sind die thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Substrat und Schicht. Tabelle 2.3 fasst die Ausdehnungskoeffizienten der Metalle Cu und Al sowie des in der vorliegenden Arbeit eingesetzten Substratmaterials LiNbO<sub>3</sub> im verwendeten Kristallschnitt 128°YX zusammen. Die Daten zeigen, dass sich beide Metalle stärker ausdehnen

**Tab. 2.3** Thermische Ausdehnungskoeffizienten relevanter Materialien.

Material	thermischer Ausdehnungskoeffizient $\alpha$ [K <sup>-1</sup> ]
Al	$2,39 \cdot 10^{-5}$ [13]
Cu	$1,66 \cdot 10^{-5}$ [13]
LiNbO <sub>3</sub> 128°YX	
x-Richtung (Wellenausbreitungsrichtung)	$1,50 \cdot 10^{-5}$ [77]
y-Richtung	$1,22 \cdot 10^{-5}$ [77]

als das Substrat, was bei Temperaturerhöhung zu thermischen Druckspannungen in den Schichten führt. Sie fallen jedoch bei Cu deutlich geringer aus, da dessen Ausdehnungskoeffizient nur geringfügig höher als jener von LiNbO<sub>3</sub> ist.

### Geometrieinfluss

Dünne Schichten zeichnen sich durch eine Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften sowohl von der Korngröße als auch von der Schichtdicke aus. Im Vergleich zum Kompaktmaterial liegen im Gefüge sowie in der äußeren Form geometrische Beschränkungen vor, die dazu führen, dass die Fließspannung deutlich erhöht sein kann [78]. Für die Korngröße und die Schichtdicke wurden in Ähnlichkeit zur *Hall-Petch*-Beziehung [34] umgekehrt proportionale Zusammenhänge zur Fließspannung gefunden [79]. Ursache für dieses Verhalten ist die Behinderung der Versetzungsbewegung durch die zusätzlichen Grenzflächen, die umso stärker ins Gewicht fällt, je dünner die Schicht ist bzw. je geringer die mittlere Korngröße ist. Zur mathematischen Beschreibung wurden Modelle entwickelt, die häufig eine energetische Betrachtung der Versetzungsexistenz bzw. der -bewegung unter den besonderen geometrischen Bedingungen vornehmen [80–84]. Dabei wird vorausgesetzt, dass eine kolumnare Kornstruktur vorliegt und die Versetzungen weder in das Substrat und in die Passivierung noch in die Korngrenzen eindringen können. Ein Modell, welches sowohl den Einfluss der Schichtdicke als auch der Korngröße berücksichtigt, wurde von *Thompson* entwickelt [83]. Die Fließspannung  $\sigma_y$  der Schicht berechnet sich darin nach

$$\sigma_y = \left( \frac{W_d \sin \phi}{b \cos \tau \cos \phi} \right) \left( \frac{2}{d \sin \phi} + \frac{1}{h} \right). \quad (2.5)$$

Die Größe  $W_d$  ist der Energiebetrag pro Längeneinheit, der aufgebracht werden muss, um ein Versetzungssegment an der oberen oder unteren Grenzfläche bzw. seitlich an den Korngrenzen abzulagern. Er hängt von den mechanischen Eigenschaften der Schicht und des Substrats ab und nimmt mit kleineren Körnern und geringerer Schichtdicke zu.  $b$  ist der Burgersvektor der Versetzung,  $\tau$  der Winkel zwischen Schichtnormale und der Gleitrichtung,  $\phi$  der Winkel zwischen Schichtnormale und der Gleitebenennormale,  $d$  die mittlere Korngröße und  $h$  die Schichtdicke. Sowohl für die Korngröße als auch für die Schichtdicke existieren kritische Größen, unterhalb denen kein plastisches Fließen mehr stattfindet [83]. Ein Versagen kann dann nur durch einen Sprödbbruch erfolgen. Da die Winkel  $\tau$  und  $\phi$  die Fließspannung beeinflussen, wirkt sich auch die Textur des Films auf dessen mechanische Eigenschaften aus [85].

### Relaxation der Spannungen

Ein Abbau von Spannungen (sog. Relaxation) in dünnen Schichten kann zeitabhängig über verschiedene Mechanismen stattfinden. Welcher Mechanismus dominiert, ist von der Höhe der Spannung, der möglichen Verformungsgeschwindigkeit und der Temperatur abhängig. Sowohl für kompakte Materialien [86, 87] als auch für dünne Schichten [82] wurden Karten entwickelt, die einen Überblick darüber geben, unter welchen Bedingungen welcher Mechanismus aktiv ist (sog. Verformungs-Mechanismen-Karten). Es gibt im Wesentlichen vier Prozesse, über die der Spannungsabbau ablaufen kann:

1. Diffusionskriechen (Grenzflächen- und Volumendiffusion)
2. konservative Versetzungsbewegung (Versetzungsgleiten)

3. nichtkonservative Versetzungsbewegung (Klettern von Versetzungen)
4. mechanische Zwillingsbildung

Im folgenden sollen die Grenzflächendiffusion und das Versetzungsgleiten kurz betrachtet werden.

Der Spannungsabbau über Grenzflächendiffusion erfolgt in dünnen Schichten durch einen Austausch von Leerstellen und Atomen zwischen Korngrenze und Oberfläche. Für eine dünne Folie (ohne Substrat) wurde von *Gibbs*, aufbauend auf dem *Coble*-Kriechen [88], die folgende Rategleichung entwickelt [89]:

$$\dot{\epsilon}_{KG} = A_{KG} \cdot \frac{\Omega \cdot \sigma_{KG}}{kT \cdot h \cdot d^2} \cdot \delta_{KG} \cdot D_{0,KG} \cdot \exp \left[ -\frac{Q_{KG}}{kT} \right] \quad (2.6)$$

Die Dehnrates bei Korngrenzendiffusion  $\dot{\epsilon}_{KG}$  ist von der Schichtdicke  $h$  umgekehrt proportional und von der mittleren Korngröße  $d$  ebenfalls umgekehrt proportional, hier jedoch in zweiter Potenz, abhängig. Weiterhin ist  $\Omega$  das Atomvolumen,  $A_{KG}$  eine Konstante,  $\sigma_{KG}$  die auf die Korngrenze wirkende Normalspannung,  $k$  die *Boltzmann*-Konstante,  $T$  die Temperatur,  $\delta_{KG}$  die Korngrenzenbreite,  $D_{0,KG}$  der präexponentielle Faktor für Korngrenzendiffusion und  $Q_{KG}$  die Aktivierungsenergie für Korngrenzendiffusion. Genauere, aber auch mathematisch anspruchsvollere Modelle mit der Berücksichtigung des Substrateinflusses wurden von *Thouless* [90], *Gao et al.* [91] und *Huang* [92] erarbeitet. Der letztere Ansatz bezieht sowohl unpassivierte als auch passivierte Filme in die Betrachtung ein und zeigt, dass eine gut haftende Deckschicht die Spannungsrelaxation in dünnen Schichten stark behindern kann [92].

Die Voraussetzung für das Versetzungsgleiten in dünnen Schichten ist, dass die im Gleitsystem wirksame Schubspannung die *Peierls*-Spannung übersteigt, die Versetzung also in der Lage ist, eine Konfiguration erhöhter Energie überwinden zu können [34]. Die Bewegung der Versetzungen wird neben der *Peierls*-Barriere (Gitterreibung) auch von weiteren Hindernissen wie beispielsweise anderen Versetzungen, Grenzflächen, Ausscheidungen oder Fremdatomen beeinflusst. Eine Umgehung dieser Hindernisse ist unter bestimmten Bedingungen durch mechanische Aktivierung (ausreichend hohe Schubspannungen) oder thermische Aktivierung möglich. Für Temperaturen  $T < 0,3 \cdot T_m$  (in Kelvin) und kompakte Materialien kann das hindernisbegrenzte Versetzungsgleiten durch folgende Gleichung beschrieben werden [87]:

$$\dot{\epsilon}_{VG} = \dot{\epsilon}_0 \cdot \exp \left( -\frac{\Delta G_a}{kT} \right) \quad \text{mit} \quad \Delta G_a = Q_{VG} \cdot \left[ 1 - \left( \frac{\sigma}{\hat{\sigma}} \right)^u \right]^q \quad (2.7)$$

In dieser Gleichung ist  $\dot{\epsilon}_0$  eine Konstante, die experimentell bestimmt werden kann,  $\Delta G_a$  die freie Aktivierungsenthalpie,  $Q_{VG}$  die Aktivierungsenergie für die Hindernisüberwindung ohne Spannungseinfluss,  $\sigma$  die im Gleitsystem wirksame Spannung und  $\hat{\sigma}$  die notwendige Spannung, um eine Versetzung ohne thermische Aktivierung zum Gleiten zu bringen (vergleichbar mit der Fließspannung bei 0 K). Die beiden Parameter  $u$  und  $q$  sind von der Hindernisstärke abhängig und können durch das Anpassen experimenteller Kurven gewonnen werden (beispielhaft in [87]:  $u=0,75$ ;  $q=1,33$ ). Aus der Gleichung wird deutlich, dass im Unterschied zur Grenzflächendiffusion die Aktivierungsenergie für das Versetzungsgleiten durch eine zusätzliche spannungsabhängige Komponente beeinflusst wird.

Dadurch kann bei ausreichend hohen Spannungen auch ohne thermische Aktivierung eine plastische Deformation herbeigeführt werden.

### Versetzungs nucleation und -aufstau

Neben der Bewegung von Versetzungen in der Gleitebene können bei ausreichend großer Schubspannung auch zusätzliche Versetzungen entstehen. Dies spielt besonders dann eine Rolle, wenn nur wenige gleitfähige Versetzungen für eine plastische Verformung zur Verfügung stehen (beispielsweise nach Abschluss einer Rekristallisation). Die bedeutendste Versetzungsquelle ist die *Frank-Read-Quelle* [93]. Das Prinzip einer solchen Quelle ist, dass an den Enden festgehaltene Versetzungssegmente unter dem Einfluss von Schubspannungen ausbauchen können. Die entsprechenden Verankerungspunkte können Kreuzungspunkte mit anderen Versetzungen, Ausscheidungen oder Orte sein, an denen die Versetzung die Gleitebene verlässt [93]. Übersteigt der Radius der Ausbauchung den kritischen Wert von  $r_{FR} = m/2$  (mit  $m$  als Abstand der Verankerungspunkte), ist eine energetisch stabilere Konfiguration gegeben, wenn ein geschlossener Versetzungsring ausgebildet wird und das Segment wieder in die Ausgangslage zurückkehrt wo der Prozess erneut beginnen kann. Die zur Aktivierung notwendige Spannung in der Gleitebene wird als Quellenspannung  $\sigma_q$  bezeichnet. Die Versetzungsringe können sich in der Gleitebene ausbreiten und stauen sich an Hindernissen wie beispielsweise Korngrenzen auf (sog. *pile-up*) [94]. Durch den Aufstau entsteht sowohl eine rücktreibende Spannung, welche die Quelle deaktivieren kann, als auch eine Spannung die auf die Korngrenze wirkt sowie eine entgegengesetzte Spannung die auf die Korngrenze im Nachbarkorn wirkt. Durch die Existenz von Versetzungsquellen können demnach starke Spannungsgradienten in den Körnern erzeugt werden. In Dünnschichten konnten diese Quellen im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) am Beispiel von 500 nm dicken Cu-Schichten nachgewiesen werden [95]. Eine ausführliche Behandlung von Versetzungen und Versetzungsquellen mit entsprechenden Simulationen und Spannungsabschätzungen findet sich in [96].

### 2.5.2 Zyklische Beanspruchung

Bei einem wiederholten (zyklischen) Einbringen von Spannungen und Dehnungen in ein Material, treten Veränderungen auf, die unter dem Begriff Ermüdung zusammengefasst werden<sup>6</sup>. Hierzu sei auch auf die entsprechende Literatur verwiesen [97–99].

Prinzipiell können Ermüdungsexperimente nach der Zahl der Belastungszyklen eingeteilt werden. Bei niederzyklischer Ermüdung (engl. *low cycle fatigue*, LCF) liegt die Zyklenzahl unterhalb von etwa  $10^3 - 10^4$  Wiederholungen, bei hochzyklischer Ermüdung (engl. *high cycle fatigue*, HCF) deutlich darüber [100].

Das erstgenannte Regime ist dadurch gekennzeichnet, dass bei jedem Belastungszyklus eine geringe plastische Dehnung eingebracht wird, deren Akkumulation schließlich zum Ausfall führt. Man spricht dann auch von dehnungskontrollierter Versuchsführung. Der Zusammenhang zwischen der plastischen Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{pl}$  und der Zyklenzahl  $N_f$  bis

---

<sup>6</sup>Aufgrund der großen wirtschaftlichen Relevanz, nahezu 90 % der Ausfälle von Bauteilen werden durch Materialermüdung verursacht, ist dieses Forschungsgebiet insbesondere bei Kompaktmaterialien sehr bedeutsam.



zum Ausfall wurde von *Manson* und *Coffin* unabhängig voneinander in einer empirischen Beziehung festgehalten [101, 102]:

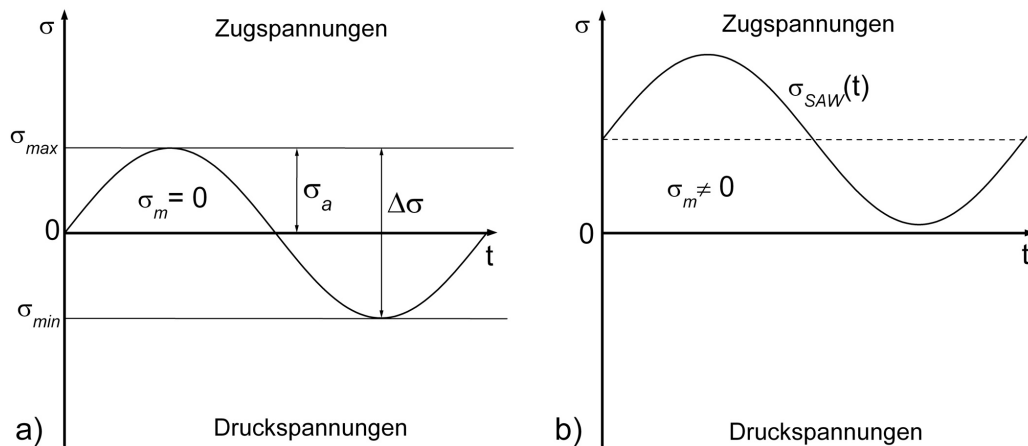
$$\varepsilon_{pl} = \varepsilon_f' \cdot (2N_f)^{c_d}, \quad (2.8)$$

wobei  $\varepsilon_f'$  der Ermüdungsduktilitätskoeffizient und  $c_d$  der Ermüdungsduktilitätsexponent sind. Eine doppeltlogarithmische Darstellung von  $\varepsilon_{pl}$  über der Zyklenzahl  $2N_f$  ergibt eine Gerade mit einem negativen Anstieg, der für die meisten Metalle im Bereich zwischen -0,5 und -0,7 liegt [97].

Ermüdungsexperimente im hochzyklischen Bereich werden meist spannungskontrolliert mit niedrigen Amplituden durchgeführt, wodurch nominell nur elastische Dehnungen im Material verursacht werden. Tatsächlich wird jedoch auch bei diesem Regime an bestimmten Spannungskonzentrationsstellen die Elastizitätsgrenze überschritten und plastische Verformung realisiert, was jedoch nicht systematisch geschieht. Die Beziehung zwischen der Spannungsamplitude  $\sigma_a$  und der Zahl der Belastungszyklen  $N_f$  ergibt sich nach *Basquin* [103] zu:

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_f' \cdot (2N_f)^{c_s}. \quad (2.9)$$

Dabei sind  $\Delta\sigma$  das Gesamtspannungsintervall,  $\sigma_f'$  der Ermüdungsfestigkeitskoeffizient und  $c_s$  der Ermüdungsfestigkeitsexponent. Die dazugehörigen Diagramme stellen die Spannungsamplitude  $\sigma_a$  gegenüber der Zyklenzahl  $N_f$  dar (*Wöhler-Kurven*) und liefern ebenfalls Geraden mit negativen, aber deutlich geringeren Anstiegen zwischen -0,05 und -0,12 für Metalle [97]. Der sinusförmige Verlauf der Spannung während eines Belastungszyklus kann durch eine Mittelspannung  $\sigma_m$ , eine Spannungsamplitude  $\sigma_a$  sowie eine Maximal- und eine Minimalspannung  $\sigma_{max}$  und  $\sigma_{min}$  charakterisiert werden (siehe Abbildung 2.13 a). Ist keine statische Last aufgeprägt, so ist die Mittelspannung gleich null. An dieser



**Abb. 2.13** a) Schematische Darstellung der Spannungsparameter eines spannungskontrollierten Ermüdungsversuches mit einer Mittelspannung  $\sigma_m=0$  ( $\Delta\sigma$ -Gesamtspannungsintervall,  $\sigma_a$ -Spannungsamplitude). b) Übertragung des Konzeptes auf die Belastung mit akustischen Oberflächenwellen unter dem Einfluss von Zugeigenspannungen in der Schicht ( $\sigma_{SAW}(t)$ - zeitlich veränderliche SAW-Spannungen).

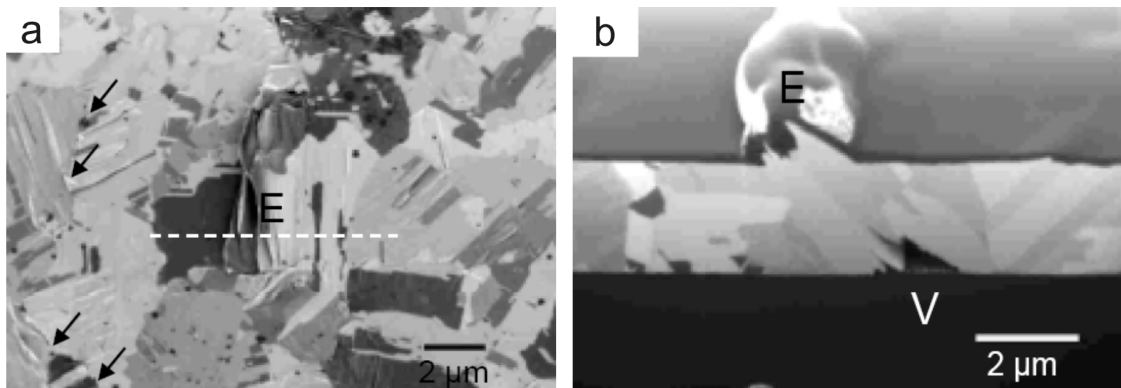
Stelle kann ein Zusammenhang zur Beanspruchung hergestellt werden, die durch akustische Oberflächenwellen im Material verursacht wird. Die Belastung einer dünnen Schicht durch SAW (Abb. 2.13 b) kann ebenfalls durch eine Sinusfunktion in Abhängigkeit von der Zeit beschrieben werden. Ist die Schicht spannungsfrei, treten analog Abb. 2.13 a im ersten Halbzyklus Zug- und im zweiten Druckspannungen auf. In der Schicht vorhandene Eigenspannungen verursachen eine statische Vorlast, die im gezeigten Beispiel einen Zugspannungscharakter hat. Diesem Spannungssockel ist dann die Wechselbelastung überlagert. Da in der Praxis dünne Schichten nach der Herstellung nie vollständig spannungsfrei sind, kann sich die maximal auftretende Spannung hierdurch erhöhen.

Die Auswirkungen der Ermüdung können bei Kompaktmaterialien im Allgemeinen durch folgende Sequenz beschrieben werden [104]:

1. Zyklische Verfestigung und Gefügeveränderungen,
2. Entstehung von Mikrorissen,
3. Bildung und Wachstum makroskopischer Risse bis zum Versagen.

Bei kubisch-flächenzentrierten Materialien ist das Frühstadium der Ermüdung durch die Entstehung typischer Versetzungsstrukturen gekennzeichnet. Bei niedrigen plastischen Dehnungsamplituden bilden sich zunächst venenartige Versetzungsstrukturen in der Gleitebene, die zu einer starken Verfestigung führen. Höhere Amplituden sind durch die Ausbildung persistenter Gleitbänder (engl. *persistent slip band* - *PSB*) geprägt. Die Bänder sind etwa einige Mikrometer dick und führen zu Extrusionen an der Probenoberfläche. An solchen Stellen können durch Spannungskonzentrationen Risse entstehen, die sich dann weiter ausbreiten und schließlich zum Versagen der Probe führen.

Während die Ermüdungseigenschaften kompakter Materialien umfangreich untersucht wurden, gibt es für Dünnschichten bisher nur wenige Studien. Als veränderte Randbedingungen sind besonders das viel größere Verhältnis Oberfläche/Volumen sowie die begrenzten Abmessungen von Korngröße und Schichtdicke zu nennen. Es ist daher mit einem ähnlichen Größeneffekt zu rechnen, wie er auch bei der statischen Beanspruchung dünner Schichten auftritt. Es liegen Untersuchungen an Cu-Folien vor, die eine zunehmende Stabilität gegen Ermüdung mit abnehmender Schichtdicke [105, 106] bzw. abnehmendem Durchmesser bei dünnen Drähten zeigen [107]. Häufig wurden die Experimente im LCF-Regime durchgeführt und an Proben mit einer vergleichsweise großen Schichtdicke (oder einem Durchmesser) von mehreren Mikrometern. Die erhöhte Stabilität wird meist auf das Fehlen von Gleitbändern [107] sowie eine stärkere Behinderung der Rissausbreitung, verglichen mit Kompaktmaterialien, zurückgeführt [106]. An passivierten Cu-Schichten mit einer Dicke von 1,1  $\mu\text{m}$  wurden nach der Ermüdung Risse in der Deckschicht, aber keine Extrusionen an der Oberfläche festgestellt. Ferner wiesen die Körner nur vereinzelte Versetzungen statt Versetzungszellen und Gleitbänder auf [108]. Eine ausführliche Untersuchung zum Ermüdungsverhalten dünner Schichten wurde in [104] an Cu- und Ag-Schichten, im LCF- und im HCF-Regime, durchgeführt. Es wurden Dicken zwischen 0,2  $\mu\text{m}$  und 1,5  $\mu\text{m}$  für Ag und zwischen 0,4  $\mu\text{m}$  und 3,0  $\mu\text{m}$  für Cu betrachtet. Typische Schädigungen sind in Abb. 2.14 dargestellt. Bei beiden Belastungsverfahren wiesen die dickeren Schichten Extrusionen an der Oberfläche im Inneren von Körnern auf, deren Höhe mit der Schichtdicke



**Abb. 2.14** a) FIB/IE-Bild der Ermüdungsschädigung einer 3,0 µm dicken Cu-Schicht nach 5000 Zyklen. Die Extrusionen (markiert mit „E“) befinden sich im Inneren der Körner. Pfeile zeigen auf Mikrorisse an Korngrenzen. b) Die FIB-Querschnittspräparation der in a) markierten Stelle zeigt herausgeschobene Materialebenen, wobei sich an der Unterseite Löcher (markiert mit „V“) bilden, beide Bilder aus [104].

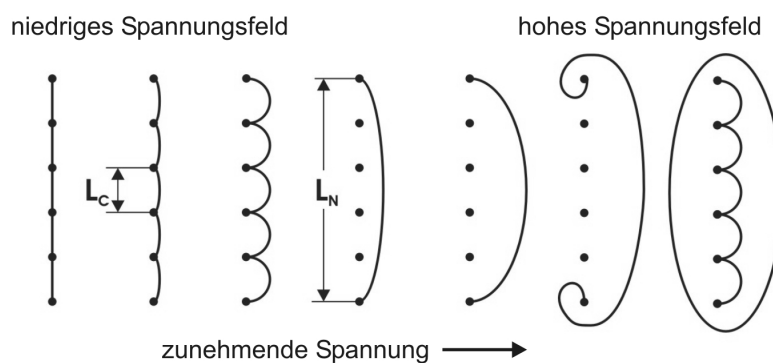
skaliert. Unterhalb der Extrusionen an der Grenzfläche zum Substrat wurden Löcher gefunden. Cu-Schichten mit 0,4 µm Dicke wiesen derartige Defekte nur bei großen Körnern auf, dort wurden zahlreiche Risse an den Korngrenzen gefunden. Die Entstehung der Löcher wird auf eine verstärkte Leerstellenbildung im Vergleich zu Kompaktmaterialien und das gleichzeitige Vorhandensein von Senken für deren Annihilation an Grenzflächen zurückgeführt. Versetzungsnetzwerke wurden nach der Belastung nur in dickeren Cu-Schichten (3,0 µm) gefunden, während in dünneren Schichten mit entsprechend kleinerer Korngröße nur einzelne, ungeordnete Versetzungen beobachtet wurden [109]. In der Nähe von Extrusionen wiesen dünne Schichten eine höhere Versetzungsdichte auf. Obgleich die Beanspruchungsbedingungen im hochzyklischen und niederzyklischen Regime sehr unterschiedlich sind (LCF: Belastungsfrequenz  $f = 0,1$  Hz,  $N_f < 1000$ ; HCF:  $f = 45$  Hz,  $N_f \approx 10^6$ ), konnte kein signifikanter Einfluss dieser Bedingungen auf die qualitative Schädigung registriert werden.

### 2.5.3 Ultrahohe Belastungsfrequenzen

Mit ultrahohen Belastungsfrequenzen sind Werte ab 20 kHz, also 20000 Zyklen pro Sekunde gemeint. Im Unterschied zum HCF-Regime, wo die maximalen Zyklenzahlen bis zum Versagen etwa  $10^6 - 10^7$  betragen, sind bei ultrahohen Frequenzen Zyklenzahlen von  $\geq 10^9$  üblich (daher wird auch von UHCF, engl. *ultra high cycle fatigue* gesprochen) [110]. Alle Beanspruchungen, die durch akustische Oberflächenwellen verursacht werden, können hier eingeordnet werden. Beispielsweise werden die SAW-Strukturen in der vorliegenden Arbeit mit einer Frequenz von ca. 130 MHz betrieben, was bei einer Belastungsdauer von einer Stunde zu  $4,7 \cdot 10^{11}$  Zyklen führt. Gleichzeitig ist auch die Rate, mit der die Deformation auf die Schicht aufgebracht wird, deutlich erhöht. Bei einer angenommenen Dehnungsamplitude von 0,1 % ergibt sich eine Dehnrates von  $3 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ . Um unter diesen Bedingungen eine plastische Deformation erzielen zu können, ist eine sehr schnelle Versetzungsbewegung notwendig. In der Literatur konnte gezeigt werden, dass sich sowohl

Schrauben- als auch Stufenversetzungen theoretisch mit Rayleighwellengeschwindigkeit bewegen können [93, 111]. Es ist demnach für das Material möglich, auf hochfrequent aufgebrachte Beanspruchungen adäquat, d.h. durch die Bewegung von Versetzungen, zu reagieren. Praktisch wird eine Versetzung allerdings nicht die theoretisch mögliche Geschwindigkeit erreichen können, da zahlreiche Dämpfungseffekte im Material die Bewegung behindern [93].

Die Versetzungsdynamik spielt nicht nur beim Aufbringen schockartiger Deformationen auf Materialien eine Rolle, sondern auch bei der Belastung von Festkörpern mit hochfrequenten Wellen, aber sehr niedrigen Amplituden. Die dabei auftretenden Phänomene werden in einem eigenständigen Forschungsgebiet, der mechanischen Dämpfungsspektroskopie, behandelt. Mit dieser Methode konnten bereits Elektromigrationsuntersuchungen an Al-Metallisierungen [112] durchgeführt werden sowie die mechanischen Eigenschaften von Cu-Schichten untersucht werden [113]. *Granato* und *Lücke* entwickelten bereits früh ein geschlossenes Modell für die Wechselwirkung von Versetzungen mit hochfrequenten elastischen Wellen [114, 115]. Danach tragen die Versetzungen zur inneren Reibung in einem Material bei, indem sie unter dem Einfluss der alternierenden Belastungen der von außen aufgeprägten Wellen in ihrer Gleitebene vibrieren [116]. Abb. 2.15 veranschaulicht den Einfluss der äußeren Spannung auf eine Versetzung [114]. Die freien Versetzungsseg-



**Abb. 2.15** Ausbauchen einer verankerten Versetzung unter dem Einfluss einer äußeren Spannung. Die Länge  $L_C$  stellt den Abstand schwacher,  $L_N$  den Abstand starker Ankerpunkte dar (Schema nach [114]).

mente im Kristall werden durch schwache (z.B. Verunreinigungen) und starke (andere Versetzungen) Verankerungspunkte im Kristall unterbrochen. Eine Spannung, beispielsweise hervorgerufen durch eine mechanische Welle, bewirkt zunächst ein Ausbauchen und bei zunehmender Stärke ein Losreißen von den Verankerungen. Bei umgekehrtem Vorzeichen der Spannung erfolgt eine erneute Verankerung und eine Reaktion in die entgegengesetzte Richtung. Bei besonders hohen Spannungsamplituden kann es zu einer Vervielfachung von Versetzungen durch die Aktivierung von *Frank-Read*-Quellen kommen (die letzten beiden Skizzen in Abb. 2.15). Bei der mechanischen Dämpfungsspektroskopie wird dieses Phänomen nicht betrachtet, da die verwendeten Amplituden i.d.R. sehr niedrig sind.

Die Beanspruchung dünner Schichten mit akustischen Oberflächenwellen stellt, verglichen mit Dämpfungsexperimenten, ebenfalls eine Belastung mit hochfrequenten Wellen dar. Dabei treten jedoch vergleichsweise hohe Spannungsamplituden auf, sodass sowohl der Me-

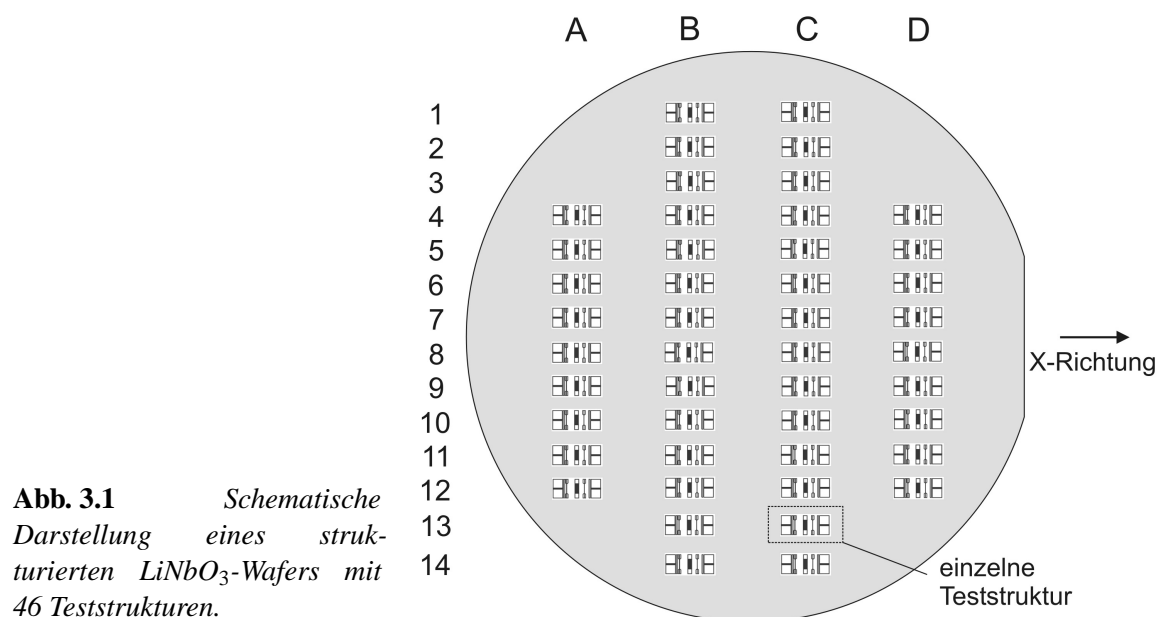
chanismus einer Versetzungsvervielfachung als auch einer Versetzungsbewegung in der Gleitebene möglich erscheint. In der Literatur konnte gezeigt werden, dass die Wechselwirkung von Versetzungen mit mechanischen Wellen besonders im Frequenzbereich zwischen 100 MHz bis 300 MHz sehr stark ist [117]. Zur Beschreibung des Schädigungsmechanismus durch Akustomigration muss daher die Versetzungsdynamik berücksichtigt werden.



# 3 Experimentelle Methodik

## 3.1 Probenomenklatur und SAW-Teststruktur

Als Substrate wurden einkristalline Lithiumniobatscheiben ( $\text{LiNbO}_3$ -Wafer) mit der Orientierung  $128^\circ\text{YX}^1$  verwendet. Auf die ergänzende Orientierungsangabe wird im Folgenden verzichtet. Alle Diskussionen, die im Zusammenhang mit  $\text{LiNbO}_3$  geführt werden, beziehen sich, insbesondere bei SAW-spezifischen Eigenschaften, auf diesen speziellen Orientierungstyp. Der Durchmesser der Wafer, deren Vorderseite poliert und deren Rückseite geätzt war, betrug 100 mm (4 Zoll-Wafer) und die Dicke 500  $\mu\text{m}$ . Abb. 3.1 zeigt das Schema eines Wafers mit fertigen Teststrukturen. Insgesamt enthielt jeder Wafer 46 Teststrukturen,

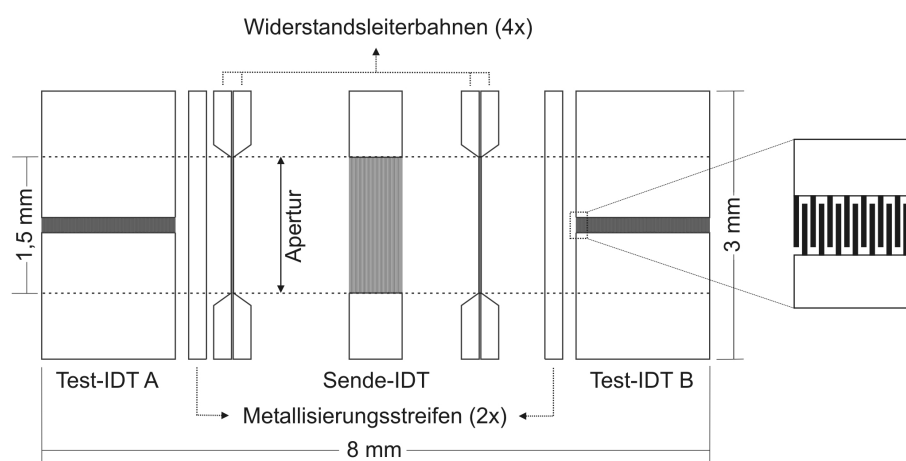


**Abb. 3.1** Schematische Darstellung eines strukturierten  $\text{LiNbO}_3$ -Wafers mit 46 Teststrukturen.

die in 14 Zeilen und vier Spalten angeordnet sind. Jede Teststruktur kann durch Angabe ihrer Zeilen- und Spaltenkoordinate direkt zugeordnet werden. Als Vorlage für die Teststruktur diente das PSAW2-Layout, dessen Dimensionen speziell für  $\text{LiNbO}_3$ -Substrate

<sup>1</sup>Bei SAW-Substraten wird neben dem verwendeten Material auch die Orientierung angegeben, unter der sich die SAW ausbreitet. Die Angabe  $128^\circ\text{YX}$  bedeutet, dass die Waferoberfläche durch eine Drehung der Ebene mit Y-Normalen des Einkristalls um  $128^\circ$  um die kristallographische X-Achse definiert ist (Z-Achse = polare Achse des Einkristalls) und die Ausbreitungsrichtung der Wellen auf der Scheibe parallel zur kristallographischen X-Achse liegt [3].

angepasst wurden [3]. Es wurde ursprünglich entwickelt, um die Eigenschaften von zwei Metallisierungen direkt miteinander vergleichen zu können [73]. Die Anregung der SAW und die Charakterisierung der Metallisierungen sind funktionell voneinander entkoppelt. Das Layout ist schematisch in Abb. 3.2 abgebildet. Es besteht aus einem mittig angeord-



**Abb. 3.2** Layout der PSAW2-Teststruktur [73]. In den dunklen Bereichen befinden sich die Elektroden der IDTs, die rechts noch einmal vergrößert dargestellt sind.

neten Sende-IDT, mit dem SAW hoher Leistung angeregt werden können. Beidseitig des Senders befinden sich zwei Test-IDTs, vier Widerstandsleiterbahnen sowie zwei voll metallisierte Flächen. Der Sende-IDT besitzt  $\lambda/4$ -Elektroden (Breite  $7,5 \mu\text{m}$ ) und strahlt in der Breite der Apertur die Wellen mit einer Frequenz von etwa 130 MHz nach beiden Seiten mit gleicher Intensität ab (bidirektionaler IDT). Tritt beim Sende-IDT während der Belastungsexperimente eine Degradation auf, wirkt sich diese beidseitig gleichermaßen aus. Die Test-IDTs werden zur Messung der Akustomigration in der Metallisierung verwendet. Sie arbeiten bei der doppelten Frequenz des Senders und haben dementsprechend nur eine halb so große Wellenlänge sowie Elektrodenbreite (ca.  $3,8 \mu\text{m}$ ). Dadurch reagieren sie sehr empfindlich mit ihrer Frequenzcharakteristik (hier speziell der Admittanz  $Y(f)$ ) auf Veränderungen der Eigenschaften der Metallisierung. Die Admittanz wird mit einem Netzwerkanalysator mit je einem Kanal für den linken und den rechten Test-IDT gemessen. Die Akustomigration führt auch zu einer Änderung des elektrischen Widerstandes der Metallisierung. Zu dessen Messung enthält das Layout jeweils zwei Widerstandsleiterbahnen links und rechts des Senders. Deren Länge entspricht der Apertur des Senders (1,5 mm) und die Breite den Elektroden der Test-IDTs. Die PSAW2-Teststruktur wurde bereits in [7] eingesetzt, um aufliegende Al- und Cu-basierte Metallisierungen direkt miteinander vergleichen zu können. In der vorliegenden Arbeit wurde für die komplette Struktur das Metallisierungssystem Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-O/Ta-Si-N in Damaszentechnologie verwendet, sodass pro Chip zwei vergleichbar geschädigte Test-IDTs für die Auswertung zur Verfügung standen.



## 3.2 Präparationsverfahren

### 3.2.1 Ionenstrahlätzen

Das Ionenstrahlätzen (IBE) ist ein rein physikalisches Verfahren, bei dem das Plasma zur Ionenerzeugung und die zu ätzenden Substrate räumlich voneinander getrennt sind (vergleiche auch [38, 118]). Die Ionen werden über ein Gittersystem aus dem Plasma extrahiert und auf das Substrat beschleunigt. Um insbesondere bei nichtleitenden Substraten eine Aufladung zu vermeiden, ist es notwendig den Ionenstrahl nach dem Gitter zu neutralisieren. Hierzu werden Glühkathoden oder sog. *PBNs* (engl. *Plasma Bridge Neutraliser*) verwendet. Durch die Wahl der eingespeisten Plasmaleistung und der Beschleunigungsspannung können die Ionenstromdichte und die kinetische Energie der Ionen unabhängig voneinander variiert werden. Die zum Ätzen notwendige große freie Weglänge der Ionen erfordert einen niedrigen Prozessdruck ( $p \leq 10^{-2}$  Pa), was dazu führt, dass die Ätzung stark anisotrop erfolgt. Durch den ausschließlich physikalischen Abtrag ergeben sich weitere Spezifika des Verfahrens [38]:

- Es können keine absolut senkrechten Kanten erzeugt werden.
- Die Ätzzraten sind vergleichsweise gering (einige 10 nm/min).
- Die Ätzrate ist nur wenig vom abzutragenden Material abhängig (folglich gibt es nur eine geringe Selektivität zwischen Ätzmaske und zu ätzendem Substrat).
- Abgesputtertes Material kann sich an Wänden wieder anlagern (da es nicht in Form von gasförmigen Reaktionsprodukten vorliegt, wie z.B. beim reaktiven Ionenätzen (RIE)).

Die Grabenstrukturen wurden mit der Ionenstrahlätzanlage *Microetch M301* (Fa. *Veeco*) des Institutes für Festkörperelektronik (IFE) der Technischen Universität Dresden hergestellt. Mit dieser Anlage können Substrate bis zu einem Durchmesser von 150 mm bearbeitet werden. Die Parameter der durchgeführten Ätzungen sind in Tabelle 3.1 dargestellt. Bis auf eine gezielte Variation des Ätzwinkels und der Ätzzeit wurden für alle Ätzungen die gleichen Werte verwendet.

**Tab. 3.1** *Verwendete Geräteparameter beim Ionenstrahlätzen von LiNbO<sub>3</sub>-Wafers.*

Parameter	Einstellung
Arbeitsgas	Ar
Beschleunigungsspannung $U_B$	250 V
Ionenstromdichte $S_I$	0,3 mA/cm <sup>2</sup>
Kammerbasisdruck $p_0$	$(2 \dots 4) \cdot 10^{-4}$ Pa
Arbeitsdruck $p$	$7 \cdot 10^{-2}$ Pa
Probenrotation	6 U/min
Neutralisierung des Ionenstrahles	ja
Probenkühlung	H <sub>2</sub> O an der Probenplatte (Waferrückseite)

Nach Einbau der mit einer Fotolackmaske beschichteten Wafer (siehe Abschnitt 4.1.2) in die Kammer und dem Erreichen des Enddruckes wurde die Ionenerzeugung gestartet und 30 min stabilisiert, bevor mit der Ätzung der Substrate durch Öffnen einer Blende begonnen wurde. Zur Variation von Ätzparametern wurden maskierte Wafer in ca. 2 cm x 2 cm große Stücke geteilt und einzeln geätzt. Wafer, die zur Weiterprozessierung vorgesehen waren, wurden im Ganzen bearbeitet. Da die Probenkühlung an der Waferrückseite erfolgt, kommt es an der Probenoberfläche zu einer Temperaturerhöhung. Die genaue Temperatur ist nicht messbar, bei den verwendeten Parametern muss jedoch mit einem Wert von etwa 150 °C gerechnet werden. Die Entfernung der Fotolackmaske nach dem Ätzvorgang und die Reinigung erfolgten mit Ultraschallanregung in einem Acetonbad für 10 min und im Anschluss in einem Ethanolbad für weitere 5 min. Zur Trocknung der Wafer wurde eine Schleuder verwendet. Eine Trocknung mit Warmluft sollte vermieden werden, da es aufgrund der Pyroelektrizität von  $\text{LiNbO}_3$  zu starken Aufladungen kommen kann.

#### 3.2.2 Depositionsverfahren

Die meisten Abscheidungen, die zur Erzeugung des Metallisierungssystems notwendig waren, erfolgten am Institut für Halbleiter- und Mikrosystemtechnik (IHM) der Technischen Universität Dresden. Es wurde eine 5-Kammer-Cluster-Anlage (Fa. *Surface Technology Systems Ltd.*) eingesetzt, deren Hauptkomponenten eine Cu-PVD-Kammer, eine Ta-/Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>-PVD-Kammer, eine *Soft-Etch*-Kammer, eine RIE-Kammer und eine PECVD-Kammer sind. Vor dem Beginn der Abscheidung wurden die Wafer einer gründlichen

Parameter	Einstellung
Targetmaterial	Ta <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> (gesintert) Reinheit 99,5 %
Arbeitsgas	Ar
Reaktivgas	N <sub>2</sub>
Ar-Fluss	5 sccm
N-Fluss	2 sccm
Targetleistung $P_T$	1000 W
Substrattemperatur	25 °C...50 °C
Schichtdicke	20 nm
Abscheiderate	22 nm/min

**Tab. 3.2** Parameter zur Abscheidung der leitfähigen Ta-Si-N-Unterlageschicht (substratseitige Barrierschicht) in der Ta-/Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>-PVD-Kammer.

chemischen Reinigung unterzogen. Dazu wurden sie zunächst für 5 min in eine Carosche Säure (eine Mischung aus konzentrierter H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> und H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> im Verhältnis 3:1<sup>2</sup>) gegeben und danach in einem Gemisch aus H<sub>2</sub>O, H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> und NH<sub>3</sub> im Verhältnis 5:1:1 mit Megashall-Unterstützung bei Raumtemperatur gereinigt<sup>3</sup>. Beide Substanzen wirken stark oxidierend und entfernen vor allem organische Verunreinigungen von der Oberfläche. Nach dem Spülen in Reinstwasser erfolgte die Trocknung entweder durch Schleudern oder im Fall kleinerer Stücke durch Abblasen mit Stickstoff. In der Ta-/Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>-PVD-Kammer wurde dann noch eine physikalische Reinigung der Oberfläche mit Ar<sup>+</sup>-Ionen in Form eines

<sup>2</sup>im Fachjargon auch als *Piranha*-Reinigung bezeichnet

<sup>3</sup>in der Mikroelektronik als *Standard Clean I-*, (*SC-I*)-Reinigung bekannt

Hochfrequenz-Bias-Prozesses mit einer Substrateistung  $P_S$  von 75 W und einem Ar-Fluss von 70 sccm durchgeführt. Die Herstellung der substratseitigen Ta-Si-N-Barriere mit einer Dicke von 20 nm erfolgte durch reaktives Hochfrequenz-Magnetron-Sputtern mit den in Tabelle 3.2 zusammengestellten Parametern.

Danach wurden die Wafer ohne Vakuumunterbrechung in die Cu-PVD-Kammer transportiert, um die Metallschicht abzuscheiden. Dazu wurde das Gleichstrom-Magnetron-Sputtern (MS) mit den in Tabelle 3.3 aufgeführten Parametern verwendet. Die Temperaturbelastung der Substrate sollte bei der Cu-Abscheidung, wie auch bei den anderen Abscheidungen, aufgrund der kurzen Beschichtungszeiten moderat sein und 50 °C nicht überschreiten. Die Dicke der Schichten richtete sich nach der Tiefe der Grabenstrukturen

**Tab. 3.3** Parameter zur Abscheidung der Cu-Schicht in der Cu-PVD-Kammer.

Parameter	Einstellung
Targetmaterial	Cu
Arbeitsgas	Ar
Ar-Fluss	5 sccm
Targetleistung $P_T$	
für $h \leq 100$ nm	1000 W
für $h > 100$ nm	4000 W
Substrattemperatur	25 °C...50 °C
Abscheiderate	60 nm/min (1000 W) 200 nm/min (4000 W)

bzw. danach, ob eine nachfolgende elektrochemische Abscheidung (ECD) des Cu vorgesehen war. In letzterem Fall wurde nur eine Kupferkeimschicht in einer Dicke von 50 nm aufgebracht, um eine gute elektrische Leitfähigkeit der Substratoberfläche zu gewährleisten (siehe auch Abschnitt 2.2.3). Für den Fall, dass eine rein physikalisch abgeschiedene Cu-Schicht beabsichtigt war, wurde als Schichtdicke die Grabentiefe und zusätzlich eine ausreichende Überfüllung von mindestens 50 % bis 100 % gewählt<sup>4</sup>.

Die elektrochemische Cu-Abscheidung wurde mit der Anlage *FIBROplate<sup>TM</sup> IKo<sup>TM</sup>* (Fa. *ESCI FIBROtools Ltd.*) vorgenommen, nachdem die Wafer in einem H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>-Bad und im Anschluss in einer H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung gereinigt worden waren. Das H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> hat die Aufgabe organische Verunreinigungen von der Oberfläche zu entfernen, allerdings kommt es dabei auch zu einer geringen Oxidation der Cu-Schicht. Zur Entfernung des Cu-Oxids und zur Aktivierung der Oberfläche wird verdünnte Schwefelsäure genutzt (10 %ig, Dauer ca. 5 s). Zur elektrochemischen Abscheidung wurde ein schwefelsaurer Elektrolyt mit Kupfer(II)-sulfat-pentahydrat als Cu-Quelle verwendet [119] mit einer nominalen Zusammensetzung von 0,25M CuSO<sub>4</sub> · 5H<sub>2</sub>O, 1,8M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> und 1,41mM Cl<sup>-</sup> in Form von KCl. Zusätzlich wurden die zwei Additivkomponenten *Cubath<sup>®</sup> SC MD* und *Cubath<sup>®</sup> LO 70/30* (Fa. *Enthone GmbH*) beigelegt. Additive haben bei der Abscheidung die Aufgabe, die Eigenschaften der Cu-Schicht (z.B. Duktilität und Rauheit) sowie deren Wachstumsverhalten zu verbessern. Als wichtigster Beschichtungsparameter wurde die Stromstärke so gewählt, dass sich eine Stromdichte von etwa 15 mA/cm<sup>2</sup> ergab. Das Elektrolytbad wurde während des Prozesses kontinuierlich umgewälzt; die Beschichtungszeit von 210 s ergab eine Cu-Schichtdicke von

<sup>4</sup>Beispielsweise wurden bei einer Grabentiefe von 500 nm mindestens 750 nm Cu abgeschieden.

etwa 1  $\mu\text{m}$ . Im Anschluss wurden die Wafer gründlich mit Ethanol und deionisiertem Wasser gereinigt, um verbliebene Reste des Elektrolyten zu entfernen und eine anschließende Korrosion zu vermeiden.

Den Abschluss der Schichtabscheidungen nach erfolgtem chemisch-mechanischem Polieren (siehe Abschnitt 3.2.3) bildete die Herstellung des abdeckenden Barrierschichtsystems. Sie wurde, einschließlich der physikalischen Reinigung mit  $\text{Ar}^+$ -Ionen, in weitgehender Analogie zur Abscheidung der substratseitigen Ta-Si-N-Barriere durchgeführt. Unterschiede bestanden nur darin, dass neben  $\text{N}_2$  auch  $\text{O}_2$  als Reaktivgas sowie höhere Gasflüsse verwendet wurden (Tabelle 3.4). Auf die CMP-behandelte und gereinigte Oberfläche wurde zuerst die Ta-Si-O-Schicht abgeschieden. Danach wurde der  $\text{O}_2$ -Fluss gestoppt und die Probe durch eine Blende vor dem weiterhin brennenden Plasma geschützt. Nach einer kurzen Wartezeit wurde das  $\text{N}_2$ -Gasventil geöffnet, der Prozess stabilisiert und die Blende entfernt, um die abschließende Ta-Si-N-Schicht zu erzeugen.

Parameter	Einstellung
Targetmaterial	$\text{Ta}_5\text{Si}_3$
Arbeitsgas	Ar
Reaktivgase	$\text{N}_2, \text{O}_2$
Ar-Fluss	5 sccm
N-Fluss	10 sccm
O-Fluss	10 sccm
Targetleistung $P_T$	1000 W
Substrattemperatur	25 °C...50 °C
Abscheiderate (Ta-Si-O)	4 nm/min
Abscheiderate (Ta-Si-N)	4,5 nm/min
Schichtdicken	10 nm Ta-Si-O/ 10 nm Ta-Si-N

**Tab. 3.4** Parameter zur Abscheidung der abdeckenden, isolierenden Doppelschichtbarriere Ta-Si-O/Ta-Si-N in der Ta-/Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>-PVD-Kammer.

#### 3.2.3 Chemisch-mechanisches Polieren

Zur Planarisierung der Wafer sowie zum Abtrag des die Gräben überragenden Kupfers und der Ta-Si-N-Unterlage außerhalb der gefüllten Gräben wurde das chemisch-mechanische Polieren (CMP) eingesetzt. Beim CMP-Prozess befindet sich der Wafer mit der abzutragenden Cu-Schicht auf einem Polierkopf (sog. *Carrier*) und wird von oben mit Druck auf eine sich drehende Polierscheibe gepresst [39]. Der Polierkopf rotiert selbst und bewegt sich zusätzlich in radialer Richtung über die Polierscheibe um einen gleichmäßigen Materialabtrag zu gewährleisten. Während der Politur wird kontinuierlich das Poliermittel zugefügt. Um die Abtragsrate konstant zu halten, raut ein mit Diamantspitzen besetzter Konditionierer die Polierscheibe entweder während der Politur oder nach jedem Polierschritt auf. Um eine möglichst gleichmäßige Planarisierung zu erhalten, ist eine intensive Optimierung der Polierparameter notwendig. Die wichtigsten Parameter sind der Anpressdruck des Wafers und des Polierkopfes, die Rotationsgeschwindigkeiten von Polierkopf und Polierscheibe sowie die Zusammensetzung und der Fluss des Poliermittels.

In der vorliegenden Arbeit erfolgte der CMP-Prozess mit einer Anlage vom Typ *MEGA-POL E460* (Fa. *PRESI*). Die Politur wurde in zwei Schritten durchgeführt, da in Abhängigkeit vom zu polierenden Material unterschiedliche Polierlösungen Verwendung fanden. Zunächst wurde das Poliermittel *LEVASIL 50CK-CU* (Fa. *H.C. Starck GmbH*) zur Entfernung des Kupfers verwendet. Der chemische Abtrag von Cu wird durch die Zugabe des Oxidationsmittels  $H_2O_2$  zur Polierlösung sichergestellt, während der mechanische Abrieb durch kolloide Kieselolpartikel mit einem Durchmesser von ca. 80 nm erfolgt [120]. Für die Cu-Politur wurde der Wafer in Abhängigkeit von der verbleibenden Cu-Dicke mit einem Druck zwischen 0,08 bar und 0,3 bar auf die Polierscheibe gepresst. Es wurde jeweils in Zyklen zu einer Minute poliert und danach in einer Sichtkontrolle entschieden, ob ein weiterer Polierschritt notwendig war. Da die Selektivität der Polierlösung zwischen Cu und Ta hoch ist (Abtragsverhältnis zwischen Cu und TaN etwa 100:1 [120]), kommt es beim Erreichen der Ta-Si-N-Barriere zu einer Art Polierstop. Wenn die Barrierschicht sichtbar wurde, erfolgte die Reinigung der Polierscheibe und ein Wechsel der Polierlösung zur Ta-Reagenz *LEVASIL 100CK-/20%-TA* (Fa. *H.C. Starck GmbH*). Diese enthält das gleiche Schleifmittel in einer höheren Konzentration, aber kein Oxidationsmittel, sodass der Abtrag im Wesentlichen mechanisch erfolgt. Hauptaufgabe der Ta-Politur ist die vollständige Entfernung der Ta-Si-N-Unterlage, die sich auf der Oberfläche des Wafers außerhalb der Gräben befindet. Würden Reste der leitfähigen Barriere zurückbleiben, wären benachbarte Elektroden elektrisch miteinander kontaktiert, wodurch der IDT nicht zu verwenden wäre. Für den Ta-Si-N-Polierschritt wurde ein Anpressdruck von 0,25 bar verwendet. Ein außerordentlich wichtiger Geräteparameter ist neben dem Anpressdruck des Wafers auf die Polierscheibe auch der Rückseitendruck, der durch den Polierkopf zusätzlich von hinten auf den Wafer aufgebracht werden kann und mit dem im Wesentlichen der gleichmäßige Abtrag über den ganzen Wafer steuerbar ist. Er stellt jedoch auch ein Risiko dar, da der Wafer bei zu starkem Druck u.U. zerbrechen kann. Um dieses Risiko bei den ohnehin spröden  $LiNbO_3$ -Substraten zu minimieren, wurde von vornherein auf einen Rückseitendruck verzichtet, was sich allerdings negativ auf die erzielte Schichtdickenhomogenität der Strukturen auswirkte (Abschnitt 4.1.5). Kritisch im Zusammenhang mit dem CMP-Schritt ist die Ablagerung von Poliermittelresten auf der Waferoberfläche, weshalb der nachträglichen Reinigung eine große Bedeutung zukommt. Zur Entfernung der Polierrückstände wurde eine Kombination aus einer Bürstenreinigung, welche die Oberfläche nicht schädigt, einer Reinigung mit Ethanol im Ultraschallbad und anschließendem Spülen mit Reinstwasser durchgeführt.

#### 3.2.4 Sonstige Verfahren

##### Wafersägen

Nach Abschluss der Strukturherstellung wurden die Wafer mit einem Sägeschutzlack bedeckt und in Einzelstrukturen mit einer Größe von etwa 22 mm x 6 mm zersägt. Bei idealer Ausbeute können so aus einem Wafer 46 Teststrukturen gewonnen werden.

#### Ultraschallbonden

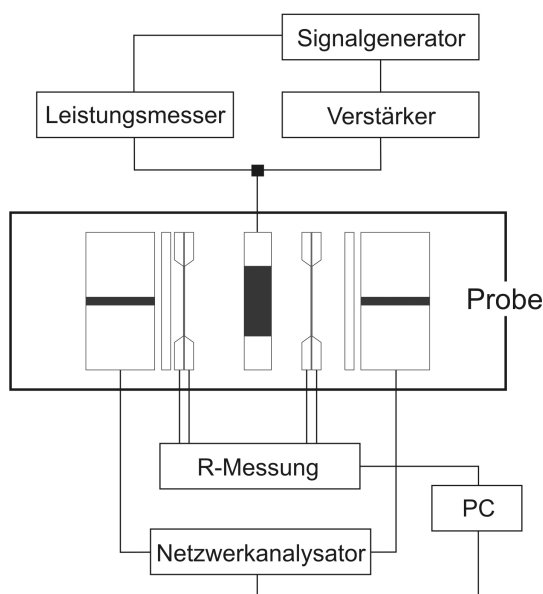
Für die nachfolgende Bestimmung der Lebensdauer wurden die SAW-Strukturen in Keramikgehäusen befestigt und die aktiven Elemente (IDTs, Widerstandsleiterbahnen) elektrisch durch Ultraschallbonden mit Al-Draht (Durchmesser 25  $\mu\text{m}$ ) kontaktiert. Dabei ist ein Durchbonden der abdeckenden Barriere notwendig, um einen sicheren elektrischen Kontakt zum Cu herzustellen. Durch die Ultraschallanregung werden die Verbindungspartner mit einer Auslenkung von etwa 2  $\mu\text{m}$  parallel zueinander gerieben [39], was ausreicht, um die Deckschicht im Bereich des Bondpads zu entfernen und eine gute Haftung des Bonddrahtes auf der Cu-Schicht sicherzustellen.

### 3.3 Charakterisierungsverfahren

#### 3.3.1 Bestimmung von SAW-Eigenschaften

##### Lebensdauerermessung

Zur Bestimmung der Degradationseigenschaften der SAW-Strukturen wurde eine zu diesem Zweck konzipierte Messapparatur verwendet [7]. Sie besteht aus einer hochvakuumfähigen Kammer mit beheizbarem Probenstisch und erlaubt sowohl eine Temperatur- als auch eine Leistungsbelastung der Proben. Im Rahmen der Arbeit wurde die Apparatur erweitert, sodass nun zwei Proben gleichzeitig bei gleicher Temperatur aber unterschiedlichen SAW-Leistungen belastet werden können. Die Kammer ist mit einem Lichtmikroskop ausgerüstet, mit dem die Proben durch eine Quarzglasscheibe im Deckel beobachtet und der Degradationsprozess optisch verfolgt werden kann. Die Proben befinden sich schlüssig auf der Heizplatte, die unter Berücksichtigung der Temperaturverträglichkeit der verwendeten Materialien (Gehäuse, Kontakte, usw.) Messtemperaturen bis etwa 200 °C ermöglicht. Die



**Abb. 3.3** Schematische Darstellung des Prinzips der Lebensdauerermessung an einer Probe. Der Messaufbau der zweiten Probe ist identisch.

hochfrequente Wechselspannung zur Anregung der akustischen Wellen wird durch einen

Signalgenerator erzeugt, mit einem Verstärker auf die gewünschte Leistung verstärkt und dem Sende-IDT zugeführt (siehe Abb. 3.3). Eine PC-gesteuerte Regelung bestimmt kontinuierlich die elektrische Leistung der vor- und der rücklaufenden Welle (Leistungsmesser) und passt die Frequenz des Generators auf den jeweils geringsten rücklaufenden Anteil an. Dadurch wird sichergestellt, dass bei Degradation des Sende-IDTs und der mit der Änderung der Admittanzkurve verbundenen Fehlanpassung die beiden Test-IDTs trotzdem mit der eingestellten SAW-Leistung beansprucht werden. Im Falle eines Kurzschlusses im Sende-IDT oder einer Rissbildung im Substrat, wird die SAW-Leistung aus Sicherheitsgründen automatisch auf einen Minimalwert geregelt. Die Leistung der vom Sende-IDT abgestrahlten SAW führt zu einer Degradation der Metallisierung bei den Test-IDTs durch Akustomigration, wodurch sich die jeweilige Synchronfrequenz der IDTs verschiebt. Mit einem vektoriellen Netzwerkanalysator wird kontinuierlich der Frequenzverlauf der Test-IDTs gemessen und die Frequenzverschiebung in Abhängigkeit von der Zeit registriert. Die auf der SAW-Teststruktur enthaltenen vier Widerstandsleiterbahnen sind ebenfalls nach außen kontaktiert und ermöglichen die zeitabhängige Messung der Widerstände (R-Messung). Die Messkurven des Netzwerkanalysators und die Widerstände werden mit einem PC aufgezeichnet. Durch zuvor festgelegte Schädigungskriterien lässt sich für gegebene Belastungsbedingungen (Heizertemperatur und SAW-Leistung) sowohl aus der Frequenzverschiebung der Test-IDTs als auch aus der Widerstandserhöhung der Leiterbahnen ein Lebensdauerwert bestimmen.

Verglichen mit üblichen Lebensdauermessungen, die an Leiterbahnstrukturen zur Bestimmung von Elektromigrationseigenschaften durchgeführt werden, sind der präparative und der messtechnische Aufwand zur Untersuchung der Akustomigration von SAW-Metallisierungen relativ hoch.

#### **Laseroptische Wellenfeldmessung**

Zur Messung der akustischen Wellenfelder bei SAW-Anregung wurde eine laseroptische Sonde eingesetzt [3, 121]. Es handelt sich hierbei um ein Interferometer, mit dem die SAW-induzierte Probenauslenkung lokal gemessen wird. Durch die Abtastung der Probe quer zur Ausbreitungsrichtung ergeben sich Querschnittsprofile der Amplitude des SAW-Strahles. Eine hochgenaue  $x$ - $y$ -Verschiebebühne erlaubt die orts aufgelöste Messung des Wellenfeldes mit sehr kleiner Schrittweite. Die Wellenprofile dienen allgemein als messtechnische Grundlage zur Berechnung von Amplitudenverteilung und Phasengeschwindigkeiten des SAW-Winkelspektrums. Da die ermittelten SAW-Amplituden relative Werte sind, können die Wellenfelder unterschiedlicher Proben nur bezüglich ihrer Profilverläufe, nicht aber der Absolutwerte ihrer Amplituden miteinander verglichen werden.

#### **Bestimmung der SAW-Entwurfsparameter**

Hierzu wurden die elektrischen Streuparameter der Proben mit einem vektoriellen Netzwerkanalysator (NWA) durch phasenempfindliche Messung der vor- und rücklaufenden Welle  $a_1$  und  $b_1$  bestimmt. Ein einzelner IDT bildet mit seinen beiden elektrischen An-

schließen ein sog. Eintor [3]. Er wird durch die frequenzabhängige Messung seines Eingangsreflexionsfaktors  $S_{11}(f)$  nach

$$S_{11} = \frac{b_1}{a_1} \quad (3.1)$$

vollständig charakterisiert. Daraus kann zur Extraktion akustischer Parameter die Admittanz  $Y(f)$  des Bauelementes nach

$$Y = G + iB = Y_0 \cdot \frac{1 - S_{11}}{1 + S_{11}} \quad (3.2)$$

berechnet werden, wobei  $G$  der Realteil des Leitwertes ist (er kennzeichnet die Stärke der SAW-Anregung) und  $B$  der Imaginärteil des Leitwertes ist. Diese Größen beschreiben die piezoelektrische SAW-Anregung vollständig und können daher zur Charakterisierung der Eigenschaften verschiedener SAW-Metallisierungen eingesetzt werden. In der vorliegenden Arbeit wurden Kopplungsfaktor, SAW-Phasengeschwindigkeit und Reflexionsfaktor als wichtige Entwurfparameter realer SAW-Bauelemente aus den Streuparametermessungen bestimmt. Darüber hinaus kann aus dem Verlauf von  $S_{11}$  auch auf die im Bauelement wirksame elektrische Leistung geschlossen werden.

#### 3.3.2 Abbildende Verfahren

##### Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Im REM wird ein fokussierter Elektronenstrahl rasterförmig über die Probe geführt, wobei die Elektronen in die Oberfläche eindringen und mit den Atomen in Wechselwirkung treten. Die entstehenden Signale ermöglichen Aussagen zur Topographie (Sekundärelektronen - SE und rückgestreute Elektronen - RE), zur Materialzusammensetzung (charakteristische Röntgenstrahlung, *Auger*-Elektronen, Kathodolumineszenz) sowie zu den kristallographischen Eigenschaften der Probe (engl. *Electron Backscattering Diffraction* - EBSD). Für die Untersuchungen stand das Rasterelektronenmikroskop *Leo Gemini 1530* (Fa. Zeiss), ausgestattet mit einer Feldemissionskathode, zur Verfügung. Das Gerät ist mit Detektoren für rückgestreute Elektronen (Vierquadrantendetektor) und Sekundärelektronen (*Everhart-Thornley*-Detektor und In-lens-Detektor) ausgestattet. Daneben kann die entstehende Röntgenstrahlung zur Materialanalyse energiedispersiv mit einem EDX-Detektor erfasst werden. Ferner ist das Mikroskop mit einem EBSD-System der Firma *HKL-Technology* zur Kornorientierungsbestimmung ausgerüstet. Um bei den EBSD-Analysen der in Cu-Damaszentechnologie hergestellten SAW-Proben die Signalausbeute zu erhöhen, wurde die Ta-Si-O/Ta-Si-N-Doppelbarriere mit einer 15 %igen HF-Lösung entfernt. Dabei kann nicht ausgeschlossen werden, dass ein geringer Teil der Cu-Schicht (< 50 nm) ebenfalls abgeätzt wird. Durch die Einbettung der Metallisierung in das nichtleitende  $\text{LiNbO}_3$ -Substratmaterial können die durch den Elektronenstrahl in die Probe eingebrachten Ladungen nicht nach außen abfließen, was zu starker Aufladung der SAW-Strukturen führen kann. Aus diesem Grund wurden die Proben vor der Untersuchung im REM mit einer leitfähigen Kohlenstoffschicht bedampft. Aufgrund der geringen Dicke ( $\approx 10$  nm) wird die Abbildung der Oberfläche hierdurch nicht beeinflusst.



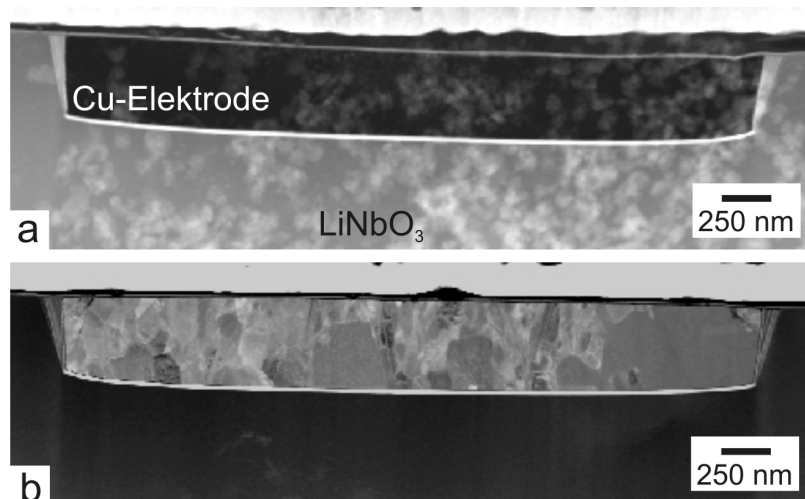
#### **Fokussierter Ionenstrahl (FIB)**

Im Unterschied zum REM wird in einer FIB-Anlage die Probenoberfläche mit einem fokussierten Ionenstrahl abgerastert. Neben der Abbildung, die auf der Detektion von ionen- ausgelösten Elektronen (IE) beruht und durch einen ausgeprägten Channellingkontrast gekennzeichnet ist, kann durch die relativ große Masse der  $\text{Ga}^+$ -Ionen die Oberfläche gezielt abgetragen werden (Sputtereffekt). Die Stärke des Sputterns hängt außer von der gewählten Beschleunigungsspannung (max. 30 kV) und der Ionenstromdichte (1 pA bis 50 nA) auch vom Probenmaterial ab. Ferner können Metalle auf der Oberfläche abgeschieden werden, indem metallorganische Gase in die Kammer eingebracht und durch den Ionenstrahl aufgespalten werden, wobei sich die metallischen Spaltprodukte (z.B. Pt, W) auf der Probenoberfläche ablagern. Für die vorliegende Arbeit konnte ein Gerät vom Typ *1540XB Crossbeam®* (Fa. Zeiss) verwendet werden. Es enthält neben einer unter dem Winkel von  $45^\circ$  zur Senkrechten angebrachten FIB-Säule mit einer  $\text{Ga}^+$ -Ionenquelle zusätzlich eine senkrecht stehende REM-Säule mit Feldemissionskathode. Hierdurch kann die mit dem Ionenstrahl bearbeitete Stelle gleichzeitig mit dem Elektronenstrahl beobachtet werden, woraus sich zahlreiche präparative Vorteile ergeben. Die FIB wurde unter anderem zur Präparation von Schichtquerschnitten eingesetzt. Um die Oberfläche der Untersuchungsstelle zu schützen und eine saubere Schnittkante zu erhalten, wurde jeweils zu Beginn der Präparation eine dünne, rechteckförmige Pt-Schutzschicht von mindestens 200 nm Dicke (sog. Pt-Riegel) abgeschieden. Die Abbildung des Querschnittes erfolgte zumeist im REM-Modus mit dem In-lense- oder dem SE-Detektor. Die Bildaufnahme mit ionen- ausgelösten Elektronen kam dann zum Einsatz, wenn ein möglichst großer Kornorientierungskontrast erwünscht war (z.B. in Abbildung 4.20). Neben der Herstellung von Querschnitten zur Begutachtung im REM wurde die FIB-Methode auch zur Präparation von dünnen Proben für die Transmissionselektronenmikroskopie eingesetzt (sog. TEM-Lamellen). Ein Nachteil der FIB-Methode insbesondere für die Herstellung von TEM-Proben liegt darin, dass bei der Zerstäubung des Materials stets ein geringer Anteil von  $\text{Ga}^+$ -Ionen in die verbleibende Oberfläche implantiert und die angrenzenden Randbereiche amorphisiert werden.

#### **Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)**

In einem Transmissionselektronenmikroskop wird ein Strahl stark beschleunigter Elektronen genutzt, um die Proben zu durchstrahlen. Dabei kommt der Probenpräparation ein hoher Stellenwert zu, um äußerst dünne, durchstrahlbare Proben herzustellen. Die TEM-Proben wurden auf zwei verschiedene Weisen präpariert. Zum einen wurden konventionelle TEM-Proben hergestellt, bei denen die Schicht in ihrer Ebene durch planares Schleifen per Hand, Kalottenschleifen (Dimpeln) und anschließende Bestrahlung mit  $\text{Ar}^+$ -Ionen (Beschleunigungsspannung 3 kV - 5 kV, Einstrahlwinkel  $3^\circ$  -  $10^\circ$ ) bis auf eine Dicke von etwa 50 nm bis 100 nm abgedünnt wurde. Nachteilig sind bei diesem Verfahren der hohe Zeitaufwand bis zur Fertigstellung einer Probe und die ungenaue Zuordnung des Probenortes. Zum anderen wurden Querschnittspräparationen der Metallisierung mit der FIB-Methode durchgeführt. Hierzu wurde zunächst eine schützende  $\text{SiO}_2$ -Präparationsschicht auf die Probe aufgebracht und danach kleine Streifen mit einer Dicke zwischen 40  $\mu\text{m}$  und 60  $\mu\text{m}$  aus der Probe herausgesägt. Im Anschluss wurde in der FIB ein Pt-Riegel auf die gewünschte

Stelle abgeschieden und mit dem Ionenstrahl senkrecht zum Probenstreifen soviel Material entfernt, dass in der Mitte eine ca. 100 nm dicke Lamelle verblieb. Ein Vorteil der FIB-Präparation ist, dass der Ort des Schnittes genau ausgewählt werden kann, wodurch eine Zielpräparation interessierender Bereiche möglich wird. Demgegenüber steht allerdings der Nachteil, dass durch die vergleichsweise hohe Energie des Ionenstrahles, insbesondere in den Randbereichen der Lamelle eine dünne Amorphisierungsschicht entsteht. Sie lässt sich durch abschließendes Dünnen bei niedrigerer Beschleunigungsspannung verringern, kann jedoch nicht vollständig vermieden werden. Weiterhin werden Galliumatome des Ionenstrahles in die Oberfläche eingelagert. Dies ist besonders kritisch vor dem Hintergrund, dass Cu und Ga die intermetallische Phase  $\text{Cu}_3\text{Ga}$  bilden können [122]. Die Entstehung dieser Phase konnte bereits von anderen Autoren im Zusammenhang mit der FIB-Präparation beobachtet werden [123]. Es war daher wichtig, die hergestellten FIB-Lamellen unmittelbar nach deren Präparation im TEM zu untersuchen. Bereits nach einer einwöchigen Lagerung der Proben an Luft konnten Schäden wie in Abb. 3.4 a festgestellt werden. Das



**Abb. 3.4** STEM-Dunkelfeldabbildungen zwei verschiedener SAW-Proben, an denen Querschnittspräparationen von Elektroden mit der FIB-Methode durchgeführt wurden. (a) Abbildung ca. eine Woche nach der FIB-Präparation, (b) Abbildung unmittelbar im Anschluss an die FIB-Präparation.

Cu-Gefüge ist dann nicht mehr sichtbar, stattdessen ist es mit einer hellen, globularen Kontaminationsschicht überzogen, bei der es sich um  $\text{Cu}_3\text{Ga}$  handeln könnte. Ungeklärt ist allerdings, weshalb die Kontaminationen auch an Stellen auftreten, an denen sich kein Cu sondern  $\text{LiNbO}_3$  befindet. Zum Vergleich ist in Abb. 3.4 b eine Probe dargestellt, die direkt im Anschluss an die Präparation untersucht wurde. Hier ist das Gefüge mit einzelnen Körnern gut sichtbar und Analysen können durchgeführt werden.

Für die Untersuchung der mit der FIB-Methode präparierten Lamellen wurde das Mikroskop *Tecnai F30* (Fa. *FEI*) verwendet. Es arbeitet mit einer Beschleunigungsspannung von 300 kV, wobei zur Erzeugung des Elektronenstrahles eine *Schottky*-Feldemissionskathode genutzt wird. Außer für Abbildungen im Hellfeld- und Dunkelfeld- sowie im Rastermodus, wurde das Gerät vor allem für Elementanalysen genutzt, da es mit einem Röntgenspektrometer (EDX) und einem abbildenden Energiefilter ausgestattet ist. Die konventionell hergestellten Proben wurden mit dem Mikroskop *CM20* (Fa. *Philips*) untersucht, welches bei 200 kV arbeitet und ebenfalls mit einer *Schottky*-Feldemissionskathode ausgestattet ist.

### 3.3.3 Röntgendiffraktometrie

Die Untersuchung von Eigenspannungen und Textur der Cu-Metallisierung erfolgte mit röntgenographischen Methoden. Zur Messung wurde ein *Philips X'pertPro*-Diffraktometer mit Eulerwiege, primärseitigem Röntgenspiegel und sekundärseitigem Sollerkolimator verwendet. Die Röntgenstrahlung wurde in einer Röntgenröhre mit Cu-K $\alpha$ -Strahlung und Strichfokus ( $\lambda=0,15418$  nm,  $I = 40$  mA,  $U = 40$  kV) erzeugt. Die röntgenographische Spannungsanalyse nach der  $\sin^2\psi$ -Methode erfolgte ausschließlich am {111}-Reflex, da infolge der starken Texturierung der Cu-Schichten andere Bragg-Reflexe nicht oder nur mit sehr geringer Intensität auftraten. Die niedrige theoretische Winkellage des Reflexes von  $2\theta = 43,24^\circ$  [124] ist mit einer größeren Empfindlichkeit gegenüber Probendejustage verbunden, die allerdings durch eine genaue Justage mit Reflektometriemethoden minimiert werden konnte. Darüber hinaus ist bei niedrigen Reflexen die spannungsbedingte Verschiebung der Linienlagen geringer, was zu einer Erhöhung des Messfehlers führt. Zusätzlich können durch die Texturierung der Schichten Nichtlinearitäten im Zusammenhang zwischen Dehnungen und Winkellagen auftreten, die allerdings nicht beobachtet wurden. Erschwerend kam zu dem bei Dünnschichten ohnehin niedrigen Streuvolumen hinzu, dass die Messungen an strukturierten Proben erfolgte, bei denen die größte laterale Strukturausdehnung nur 1,5 mm betrug (Test-IDT). Bei der Messung wurden positive und negative Kippwinkel  $\psi$  ( $\sin^2\psi = 0,1 \cdot i$  mit  $i = 0, 1, \dots, 9$ ) gewählt und jeweils ein Bereich von  $2^\circ$  um den Glanzwinkel aufgenommen. Die Eigenspannungen wurden pro Wafer an einem Test-IDT als Mittelwert aus mindestens zwei Messungen bestimmt und als repräsentativ für den Gesamtwafer angenommen. Zur Berechnung der Spannungen wurden die röntgenelastischen Konstanten nach *Eigenmann et al.* [124] verwendet ( $s_1 = -1,81 \text{ TPa}^{-1}$ ,  $s_2 = 15,74 \text{ TPa}^{-1}$ ).

Die röntgenographische Bestimmung der Texturanteile erfolgte nach einem vereinfachten Verfahren. Aus den Diffraktogrammen von *Bragg-Brentano*-Messungen wurden die vier Reflexe (111), (200), (220) und (311) (sonstige Reflexe traten nicht auf) bezüglich ihrer zu erwartenden Intensität bei regelloser Orientierung korrigiert und danach die prozentualen Anteile dieser Komponenten in der Probe bestimmt. Durch die symmetrische Anordnung des Strahlenganges, liegt der Beugungsvektor parallel zur Oberflächennormale, wodurch nur die Orientierungskomponenten erfasst werden, die ebenfalls normal zur Schichtebene liegen. Bei der Aufnahme von *Bragg-Brentano*-Diffraktogrammen muss berücksichtigt werden, dass das verwendete einkristalline LiNbO<sub>3</sub>-Substratmaterial eine {104}-Orientierung besitzt und dementsprechend bei der Verwendung von Cu-K $\alpha$ -Strahlung bei den Winkeln  $32,67^\circ 2\theta$ ,  $68,52^\circ 2\theta$  und  $115,23^\circ 2\theta$  sehr starke Substratreflexe auftreten, welche die Reflexe der Metallisierung überlagern können (PDF-Datenbank, [125]). Diese Stellen wurden von der Messung ausgenommen. Ergänzend wurden die kristallographischen Vorzugsorientierungen auch anhand zweidimensionaler Polfigurenschnitte untersucht. Bei festgehaltenem Glanzwinkel der Interferenzen wurden dazu die Intensitätsverläufe im Winkelbereich  $-80^\circ \leq \psi \leq 80^\circ$  ( $\Delta\psi = 0,2^\circ$ ) aufgezeichnet.

Neben der Weitwinkelbeugung wurde zur Untersuchung der dünnen Barrierschichten auch Röntgenreflektometrie eingesetzt. Die Messungen erfolgten in einem Winkelbereich zwischen  $0^\circ \leq 2\theta \leq 5^\circ$  mit einer Schrittweite von  $\Delta 2\theta = 0,01^\circ$ . Zur Anpassung der

gemessenen Reflektogramme an berechnete Verläufe wurde das Programm *IMD 4.1* verwendet [126].

#### 3.3.4 Spektroskopische Verfahren

##### **Auger-Elektronenspektroskopie (AES)**

Beim AES-Verfahren werden *Auger*-Elektronen, die bei der Wechselwirkung eines fokussierten Elektronenstrahles mit der Probenoberfläche entstehen, zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung verwendet. Das Verfahren zeichnet sich durch eine hohe Ortsauflösung (ca. 20 nm) sowie Quantifizierbarkeit aus. Die Untersuchungen wurden mit einer Mikrosonde *PHI660* der Firma *Physical Electronics* durchgeführt. Dabei betrug die Primärenergie der Elektronen 10 keV und der Elektronenstrom 100 nA bei einem Einfallswinkel von 30° zur Probennormalen. Zur Aufnahme von Tiefenprofilen wurde die Probe mit Ar<sup>+</sup>-Ionen mit einer Energie von 1,5 keV unter einem Einfallswinkel von 60° mit geringer Sputterrate abgetragen (Abtragsrate bei SiO<sub>2</sub> ca. 3 nm/min). Die Messungen erfolgten integral über eine Fläche von (100 x 100) µm<sup>2</sup>.

##### **Optische Glimmentladungsspektroskopie (GD-OES)**

Die GD-OES-Untersuchungen wurden an der Anlage *SDP-750* (Fa. *LECO*) durchgeführt. Das Gerät ist mit einem Hochfrequenzgenerator ausgestattet (HF-GD-OES), womit auch dielektrische Materialien untersucht werden können [127, 128]. Beim GD-OES-Verfahren tragen Ar<sup>+</sup>-Ionen kontinuierlich mit einer hohen Rate Material von der Probenoberfläche ab. Dieses wird im Plasma zu optischer Emission angeregt und spektroskopisch analysiert. Die laterale Auflösung des Verfahrens ist begrenzt, da der Ar-Sputterprozess auf einer kreisrunden Fläche von 4,2 mm<sup>2</sup> wirkt. Hervorzuheben ist dagegen die gute Tiefenauflösung der Methode. Sie liegt zu Beginn der Messung an der Probenoberfläche bei etwa 5 nm, kann sich aber mit dem Abtrag verschlechtern, wenn sich das Profil des entstehenden Sputterkraters verändert. Eine Quantifizierung der Elemente ist schwierig und wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt. Die gewonnenen Tiefenprofile gestatten daher nur einen qualitativen Vergleich unterschiedlicher Proben. Stark beeinflusst werden kann die Messung durch auf der Probenoberfläche vorhandene Kontaminationen. Sie können bei Zündung des Ar-Plasmas zu einer Überhöhung bestimmter Signalintensitäten zu Beginn der Messung führen.

#### 3.3.5 Sonstige Verfahren

##### **Tastschnittmessung**

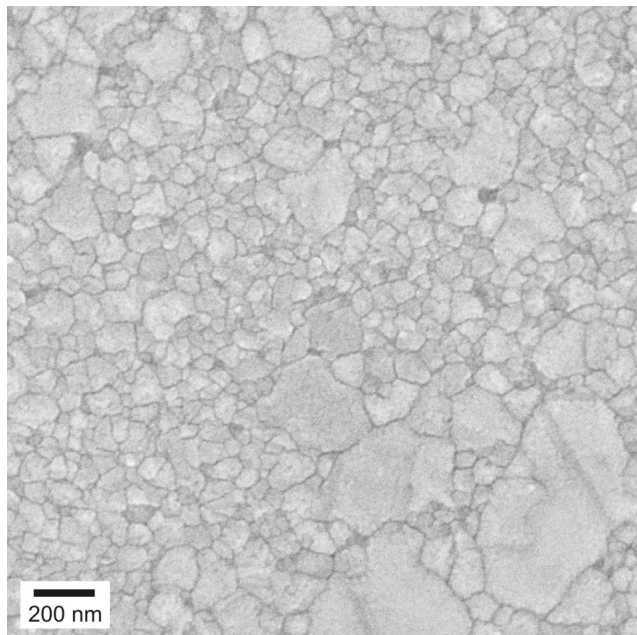
Die Bestimmung der Grabentiefen und der Rauheiten am Boden der geätzten Strukturen wurde das Tastschnittverfahren eingesetzt. Dazu stand das Gerät *Alpha-Step 500* (Fa. *KLA Tencor*) zur Verfügung. Bei der Messung wird eine feine Nadel mit Diamantspitze ( $r = 5 \mu\text{m}$ ) im Kontakt (Auflagegewicht der Nadel 12,2 µN) über die Oberfläche geführt und die Veränderung der Höhenposition registriert. Die Auflösung beträgt wenige nm. Zur Messung der Ätztiefe wurde eine Messlänge von 500 µm bei einer Nadelgeschwindigkeit von 50 µm/s

gewählt. Die Rauheiten wurden auf einer Strecke von 10  $\mu\text{m}$  mit einer Geschwindigkeit von 2  $\mu\text{m/s}$  gemessen. Pro Messwert wurde die Strecke zehnmal gemessen und daraus der Mittelwert gebildet. Fünf dieser Werte wurden an verschiedenen Stellen ermittelt, wobei deren Mittelwert den Rauheitswert ergab. Aufgrund des begrenzten Spitzenradius werden hochfrequente Rauheiten nicht in die Messung einbezogen.

Ergänzend muss darauf hingewiesen werden, dass die Methode der Atomkraftmikroskopie (AFM) bei der Untersuchung der Proben zu keinen zuverlässigen Ergebnissen führte. Dies ist auf das starke pyro- und piezoelektrische Verhalten des Substratmaterials  $\text{LiNbO}_3$  zurückzuführen. Bereits Temperaturänderungen von wenigen Grad, die während der Prozessierung unvermeidlich sind, führen zu einer starken Aufladung der Proben. Dabei können Oberflächenspannungen von bis zu 1000 V auftreten. Das damit verbundene elektrische Feld beeinflusst die Position der AFM-Spitze. Es stand keine Methode zur Verfügung, die Proben zuverlässig zu entladen.

#### Bestimmung der Korngröße

Zur Auswertung der mittleren Korngröße wurde an strukturierten Proben zunächst die Deckschicht durch Ätzung mit einer 15 %igen HF-Lösung entfernt. Im Anschluss erfolgte eine metallographische Ätzung mit dem Ätzmittel *Klemm III*<sup>5</sup> [129]. Diese Substanz ist



**Abb. 3.5** REM/In-lens-Aufnahme der Oberfläche einer metallographisch präparierten PVD/MS-Cu-Schicht.

speziell für eine Korngrenzenätzung von Cu und Cu-Legierungen geeignet. Aufgrund der geringen Korngröße der PVD/MS-Cu-Schichten wurde die Abbildung der geätzten Proben im REM vorgenommen. Dazu wurden eine niedrige Beschleunigungsspannung (5 kV

<sup>5</sup>Zusammensetzung *Klemm III*-Ätzmittel

1. *Klemm*-Stammlösung: 300 ml destilliertes  $\text{H}_2\text{O}$  und 1000 g  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ ,
2. *Klemm III*-Lösung: 100 ml destilliertes  $\text{H}_2\text{O}$ , 11 ml *Klemm*-Stammlösung, 40 g  $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ ,  
Ätzzeit etwa 1 s - 2 s

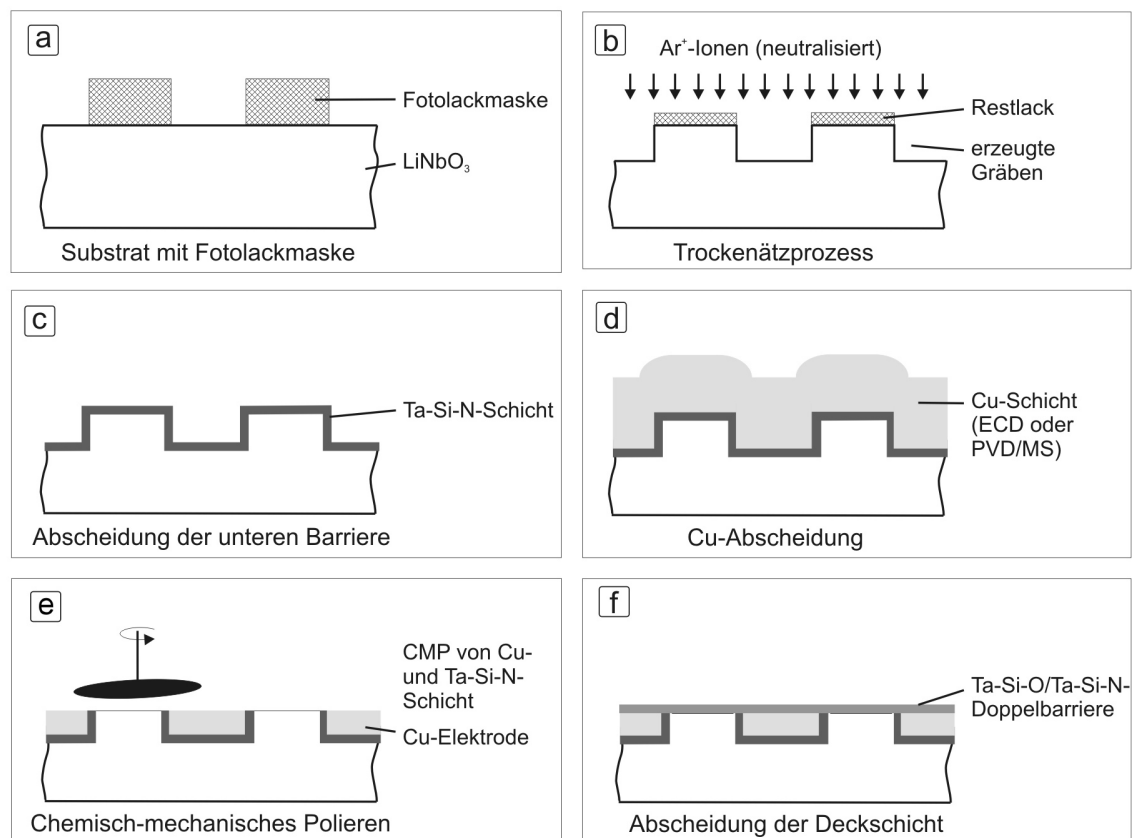
- 10 kV) zum Erreichen einer guten Oberflächensensitivität und der In-lens-Detektor verwendet. Ein Beispiel für die Korngrenzenätzung ist in Abb. 3.5 gezeigt. Die Darstellung verdeutlicht das Gefüge der Cu-Schicht mit dunkel gefärbten Korngrenzen. Anhand solcher Bilder wurden mit einer Bildverarbeitungssoftware die mittleren Sehnenlängen bestimmt, die in erster Näherung der mittleren Korngröße entsprechen. Um statistische Sicherheit zu erlangen, wurden je Probe mindestens 1000 Körner ausgewertet.

# 4 Herstellung der SAW-Strukturen

## 4.1 Damaszprozess für SAW-Strukturen

### 4.1.1 Prozessschema

Die Herstellung der SAW-Strukturen in Cu-Damaszentechnologie erfolgte nach dem in Abb. 4.1 gezeigten Schema [130]. Zu Beginn des Prozesses lagen  $\text{LiNbO}_3$ -Wafer mit Foto-



**Abb. 4.1** Schematische Darstellung der Prozessschritte zur Herstellung von SAW-Strukturen in Cu-Damaszentechnologie. (a) Maskierung, (b) Grabenstrukturierung, (c) Erzeugung der substratseitigen Barrierschicht, (d) Abscheidung der Cu-Schicht, (e) Chemisch-mechanisches Polieren, (f) Erzeugung der abdeckenden Barrierschicht - fertige Struktur.

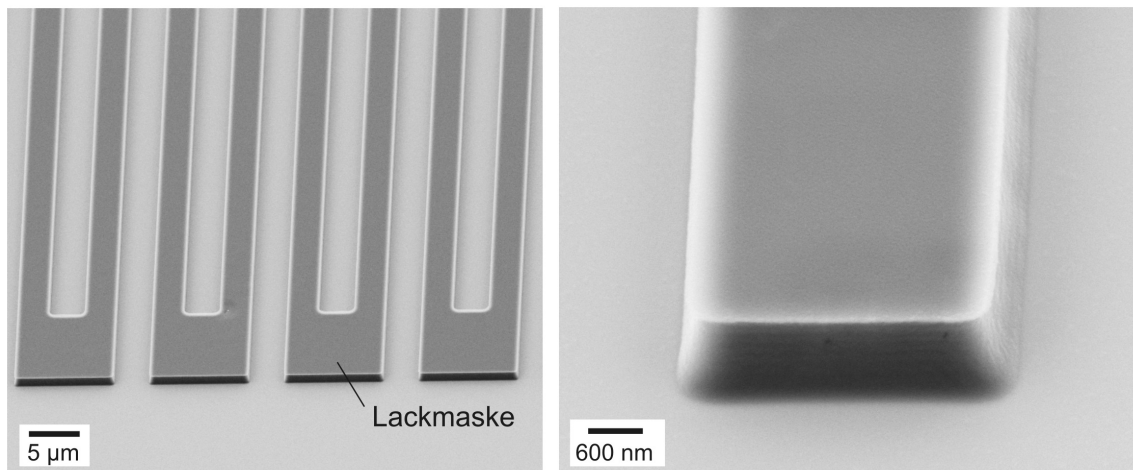
lackmaske vor, die dann im ersten Schritt mit Hilfe des Ionenstrahlätzens tiefenstrukturiert

wurden. Danach erfolgte die Erzeugung des ersten Teils des Metallisierungssystems mit der Präparation der substratseitigen Ta-Si-N-Barriereschicht und der Abscheidung der Cu-Schicht, entweder mit physikalischer oder mit elektrochemischer Deposition. Im Anschluss wurde die Oberfläche durch chemisch-mechanisches Polieren soweit planarisiert, dass Ta-Si-N- und Cu-Schicht ausschließlich in den Vertiefungen zurückblieben. Zur Vervollständigung des Metallisierungssystems wurde am Ende eine abdeckende Barriereschicht (Ta-Si-O/Ta-Si-N) auf den gesamten Wafer abgeschieden.

Während des Prozesses und im Anschluss wurden die einzelnen Schritte bezüglich ihrer verfahrenstechnischen Besonderheiten und ihrer Ergebnisse untersucht. Besonderes Augenmerk wurde dabei auf das Ionenstrahlätzen sowie das chemisch-mechanische Polieren gerichtet. Parallel dazu wurden auch die Eigenschaften des abdeckenden Barriersystems evaluiert [131]. Das Ziel der Untersuchungen lag nicht in der Optimierung des Verfahrens, sondern vielmehr in der Herstellung von Demonstratorbauelementen mit dem gewählten Prozessschema, der Untersuchung ausgewählter Prozessschritte und der Benennung von Punkten, an denen eine Optimierung möglich und sinnvoll ist.

### 4.1.2 Lithographische Maske

Vor dem Ionenstrahlätzen wurde auf den Wafern von der Firma *SAW Components GmbH* eine Maske aus Fotolack mit dem Layout der PSAW2-Teststruktur erzeugt (siehe Abschnitt 3.1). Dazu wurde der Positivlack *AR-P 536-1* (Fa. *ALLRESIST GmbH*) eingesetzt, die Belichtung erfolgte mit einem Waferstepper ( $\lambda = 436 \text{ nm}$ ) und einer Vorlage im Maßstab 5:1. Abb. 4.2 zeigt eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Fotolackmaske. Die Dicke der Maske beträgt ca.  $1,1 \mu\text{m}$ , um auch bei einem ungünstigen Ätzratenverhältnis Fotolack/ $\text{LiNbO}_3$  ausreichende Ätztiefen erzielen zu können. Im Unterschied zur Lift-off-



**Abb. 4.2** REM/SE-Aufnahme der  $\text{LiNbO}_3$ -Oberfläche nach Aufbringen der Fotolackmaske. Die Bilder wurden unter einem Winkel von  $30^\circ$  aufgenommen. Rechts ist ein einzelner Lacksteg mit einer Breite von etwa  $3,8 \mu\text{m}$  vergrößert dargestellt.

Technik weisen die Lackkanten keine hier Unterschneidung auf, sondern es wurde im Gegenteil versucht, ein möglichst steiles Kantenprofil einzustellen, da sich das Profil während



des Ätzprozesses auf das Substrat überträgt. Aus der rechten, vergrößerten Aufnahme kann der Flankenwinkel eines einzelnen Steges der Lackmaske bezüglich der Waferoberfläche mit etwa  $75^\circ$  abgelesen werden.

#### 4.1.3 Grabenstrukturierung im $\text{LiNbO}_3$

##### Ätzzraten und Homogenität des IBE-Prozesses

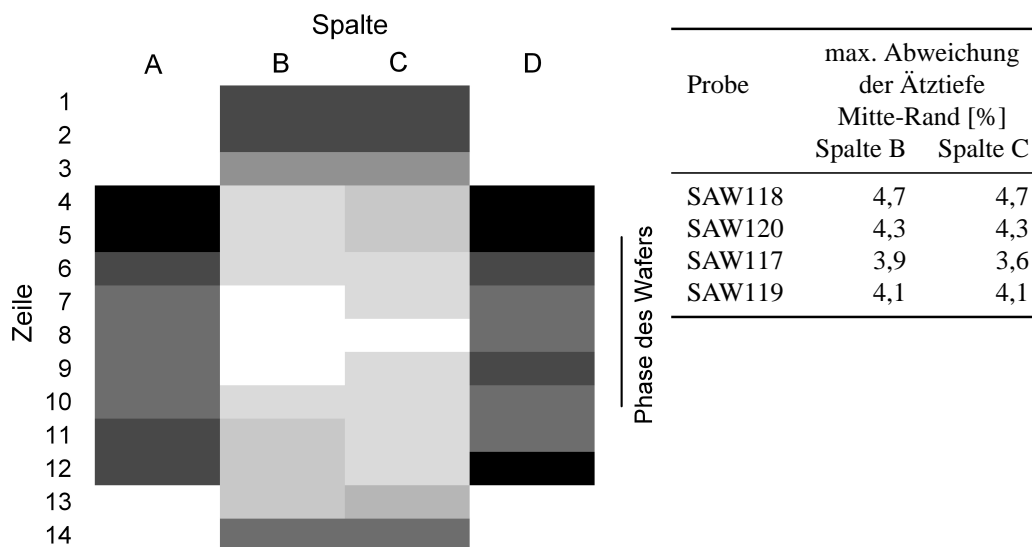
Die für die Damaschenstrukturen benötigten Gräben wurden mit einem Ionenstrahlätzprozess (Parameter siehe Tabelle 3.1) hergestellt und die erzielte Ätztiefe von  $\text{LiNbO}_3$   $d_{\text{Ätz,LiNbO}_3}$  und der Abtrag des Lackes  $d_{\text{Ätz,Lack}}$  sowie deren Verteilung über den Waferdurchmesser mit dem Tastschnittgerät bestimmt. Bei bekannter Ausgangsdicke des Fotolackes können die Ätz- bzw. Abtragsraten für  $\text{LiNbO}_3$   $s_{\text{Ätz,LiNbO}_3}$  und Fotolack  $s_{\text{Ätz,Lack}}$  sowie das Ätzzratenverhältnis für beide Materialien berechnet werden. Die genaue Bestimmung der Werte erfolgte an vier Proben, deren Ergebnisse in Tabelle 4.1 zusammengefasst sind. Für die Ätzzeiten  $t_{\text{Ätz}} = 40$  min und  $t_{\text{Ätz}} = 85$  min wurden jeweils zwei Ätzversu-

**Tab. 4.1** Übersicht über erzielte Ätztiefen an ausgewählten Proben und daraus abgeleitete Größen beim IBE. Die Ätztiefe stellt jeweils den Mittelwert aller 46 Strukturen eines Wafers dar. ( $\alpha_{\text{Ätz}}$ =Einfallswinkel des Ionenstrahles zur Probennormale, Definition siehe Abb. 4.6)

Probe	$t_{\text{Ätz}}$ [min]	$\alpha_{\text{Ätz}}$ [°]	$d_{\text{Ätz,LiNbO}_3}$ [nm]	$d_{\text{Ätz,Lack}}$ [nm]	$s_{\text{Ätz,LiNbO}_3}$ [nm/min]	$s_{\text{Ätz,Lack}}$ [nm/min]	$s_{\text{Ätz,LiNbO}_3}/s_{\text{Ätz,Lack}}$ (Ätzzratenverhältnis)
SAW118	40	12	271	498	6,8	12,5	0,5
SAW120	40	12	275	482	6,9	12,1	0,6
SAW117	85	12	580	663	6,8	7,8	0,9
SAW119	85	12	591	700	7,0	8,2	0,8

che durchgeführt. Wenn eine absolute Messunsicherheit des Gerätes von etwa  $\pm 5$  nm berücksichtigt wird, liegen die Messwertschwankungen etwa im Rahmen der Fehlergrenzen und das Ergebnis ist somit bei Wiederholung des Versuches mit den gleichen Parametern gut reproduzierbar. Die Restlackdicke schwankt dagegen stärker, was sich jedoch nicht auf die Ätzrate von  $\text{LiNbO}_3$  auszuwirken scheint. Die erzielten Ätzzraten liegen zwischen 6,8 nm/min und 7,0 nm/min und sind damit unter Berücksichtigung von Ionenenergie und -dichte mit Werten der Literatur vergleichbar [118]. Zudem wurde festgestellt, dass die Ätzrate zeitlich stabil ist. Die Einstellung der Grabentiefe konnte daher über die Ätzzeit vorgenommen werden. Die Selektivität des Ätzprozesses ist zugunsten der Lackmaske verschoben, da der Fotolack schneller als das  $\text{LiNbO}_3$  abgetragen wird. Die Lackmaske musste daher immer dicker gewählt werden als die Zielätztiefe. Es wurde weiterhin untersucht, ob die Ätztiefe abhängig von der Strukturbreite ist. Dazu wurde bei Wafer SAW118 zusätzlich die Ätztiefe an der Elektrodenstruktur des Sende-IDTs gemessen (Strukturbreite etwa 7  $\mu\text{m}$ ), während alle sonstigen Messungen an einer Kante im Außenbereich eines Test-IDTs erfolgten. Die Ätztiefe am Sende-IDT beträgt 268 nm und an den schmaleren Gräben des Test-IDTs 271 nm (siehe Tabelle 4.1), ein Unterschied der im Fehlerbereich des Messgerätes liegt und daher nicht signifikant ist.

Ein sehr wichtiges Qualitätskriterium bei der Herstellung von SAW-Bauelementen ist die Gleichmäßigkeit der Strukturtiefen über dem gesamten Wafer. Anhand der Messwerte kann dies für die Probe SAW120 in Abb. 4.3 nachvollzogen werden. Qualitativ betrachtet ist die



**Abb. 4.3** Veranschaulichung der Homogenität der Ätztiefe bei der Grabenätzung mit IBE. In der Abbildung bedeuten dunklere Bereiche eine tiefere Ätzung, während die helleren Gebiete in der Mitte des Wafers durch einen geringeren Abtrag gekennzeichnet sind. Die nebenstehende Tabelle gibt die erzielte Homogenität der beiden zentrumsnahen Spalten B und C an.

Ätztiefenverteilung leicht inhomogen, wobei die Ätztiefe in der Wafermitte etwas geringer ausfällt als am Rand. Durch die Probendrehung während des Ätzprozesses ergibt sich ein nahezu rotationssymmetrisches Profil. Es spiegelt die Dichteverteilung des einfallenden Ionenstromes wider und ist damit eine spezifische Eigenschaft der Ionenquelle die im Rahmen der Untersuchung nicht beeinflussbar war. Die quantitative Auswertung ergibt eine Ätztiefenschwankung zwischen 3,6 % und 4,7 % für die Spalten B und C (Abb. 4.3). Diese Werte sind bei einem Waferdurchmesser von 100 mm akzeptabel.

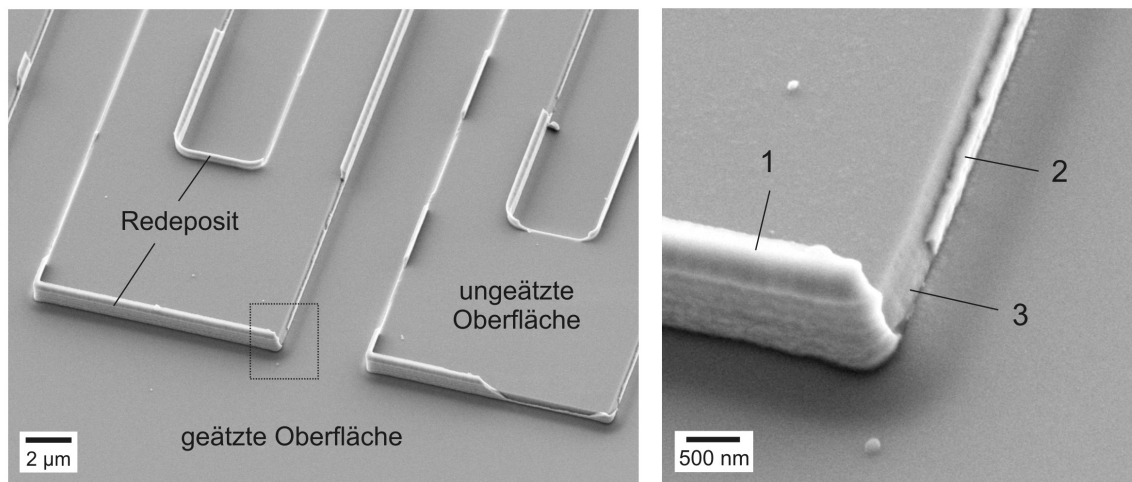
Charakteristisch für den Ätzprozess ist das geometrische Profil der geätzten Strukturen. Für die späteren Elektroden wird ein möglichst rechteckiges Profil mit steilem Flankenwinkel  $\alpha_F$  und geringer Rauheit am Grabenboden angestrebt. Zusätzlich sollten die Gräben frei von Materialablagerungen sein. Die erzielte Rauheit am Boden des Grabens wurde an zwei Strukturen, im Zentrum und am Rand des Wafers SAW119, bestimmt. Für die mittlere Struktur ergibt sich der quadratische Mittenrauwert am Grabenboden  $R_{q,GB}$  zu  $(1,6 \pm 0,1)$  nm, für die Randstruktur zu  $(1,7 \pm 0,3)$  nm. Diese Werte müssen mit der ungeätzten Oberfläche verglichen werden, deren Rauheit  $R_{q,OF}$  zu  $(1,2 \pm 0,1)$  nm bestimmt wurde<sup>1</sup>. Verglichen mit der ungeätzten Oberfläche wird demnach das Substrat durch die Ätzung nicht signifikant aufgeraut. Absolut können diese Ergebnisse nur schwer mit anderen Rauheitswerten verglichen werden, da sie von der Wahl des Messverfahrens und der

<sup>1</sup>Die Spezifikation des Waferherstellers weist für die polierte Oberfläche von vergleichbaren LiTaO<sub>3</sub>-Wafers eine Rauheit von  $R_{q,OF} < 0,6$  nm aus [132].

-bedingungen abhängig sind. Durch den Radius der verwendeten Messspitze von 5  $\mu\text{m}$  können beispielsweise hochfrequente Rauheiten nicht gemessen und damit im Ergebnis nicht berücksichtigt werden.

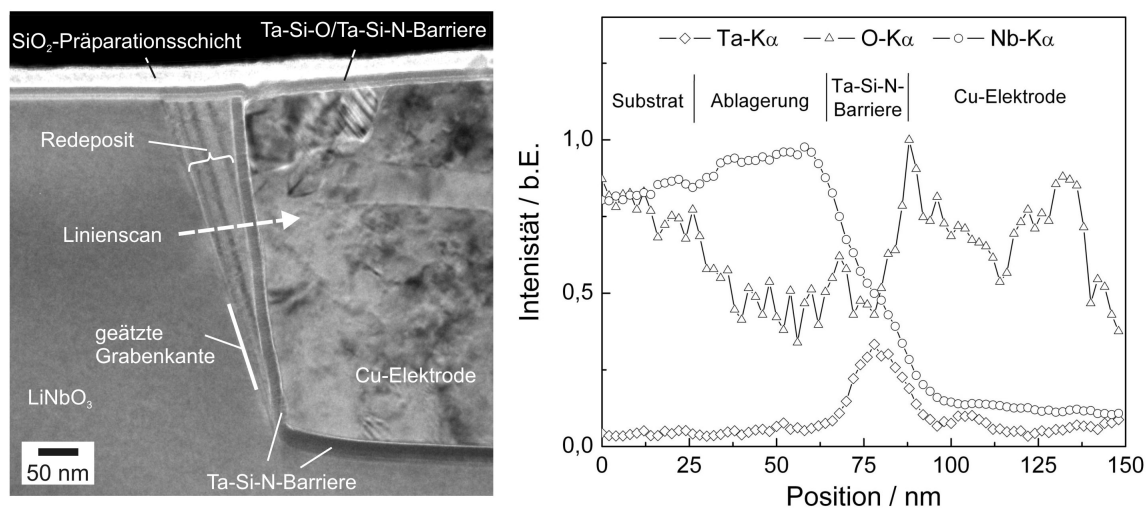
### Nebeneffekte der Ätzung

Ein wesentlicher Nachteil des Ionenstrahlätzens ist die Wiederablagerung (Redeposition) abgesputterten Materials an den Wänden geätzter Strukturen. Die Ursache für die Redeposition liegt darin, dass abgesputtertes Material nicht chemisch gebunden wird und als gasförmiges Molekül abtransportiert wird, sondern atomar oder in Form von Clustern vorliegt. Die Richtungen der sich von der geätzten Oberfläche entfernenden Teilchen unterliegen einer Kosinusverteilung, wobei sich ein bestimmter Anteil immer in Richtung der Grabenwände bewegt. Ein Beispiel für diesen Effekt zeigt Abb. 4.4, in der eine geätzte  $\text{LiNbO}_3$ -Oberfläche nach Entfernung der Lackreste dargestellt ist. Das über die Oberfläche



**Abb. 4.4** REM/SE-Aufnahme einer geätzten  $\text{LiNbO}_3$ -Oberfläche nach Entfernung der Lackmaske. Das rechte Bild zeigt in einem vergrößerten Ausschnitt den verbleibenden Redeposit. Stelle 1: unverändert stehengebliebene Redepositwand; Stelle 2: teilweise abgebrochene Wand; Stelle 3: kein Redeposit mehr vorhanden. Die Aufnahme erfolgte unter einem Winkel von  $45^\circ$ .

hinausragende Material (Stelle 1), liegt ursprünglich am Rand des Fotolackes an und wird in dieser Form erst nach der Entfernung der Lackmaske sichtbar. Bei der Reinigung kann dieser Teil abbrechen (Stelle 2) oder es kann sogar der gesamte Redeposit bis zum Grabenboden entfernt werden (Stelle 3), was allerdings selten beobachtet wurde. Abb. 4.8 zeigt Grabenquerschnitte von Test-IDTs deren beidseitige Wände mit abgesputtertem Material belegt sind. Zur Untersuchung von Zusammensetzung und Morphologie des Redeposits wurde die Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) eingesetzt. Abb. 4.5 zeigt die typische keilartige Form des Redeposits am Ende des Strukturierungsprozesses. Der ursprünglich über die Oberfläche hinausragende Teil wurde beim chemisch-mechanischen Polieren entfernt, sodass ein keilförmiger Rest zurückblieb, der eine schichtartige Struktur aufweist. Der schmale, etwa 20 nm starke Streifen an der Grenzfläche zum Cu ist die substratseitige



**Abb. 4.5** TEM-Hellfeldaufnahme der Grabenwand einer fertigprozessierten SAW-Elektrode. Redeposit erscheint als gestreifter Keil. Nebenstehend ist eine EDX-Elementverteilung entlang der im Bild eingezeichneten Strecke dargestellt, die Länge betrug 150 nm, die Schrittweite 2 nm. Zu beachten ist, dass sich die untere Ta-Si-N-Barriere und die im abdeckenden Doppelschichtsystem enthaltene in ihrer Zusammensetzung unterscheiden (siehe Abschnitte 4.1.4 und 4.1.6).

Ta-Si-N-Barriere, welche die Cu-Elektrode wie eine Wanne einschließt. Die Bestandteile des Redeposits wurden anhand eines EDXS-Linienscans - ausgehend vom  $\text{LiNbO}_3$  in Richtung der Cu-Elektrode - untersucht, wobei bereits die verglichen mit dem benachbarten  $\text{LiNbO}_3$  veränderte Helligkeit darauf hinweist, dass sich Material mit einer anderen Zusammensetzung oder Struktur abgeschieden haben muss. Die Elementverteilung (siehe Diagramm in Abb. 4.5) bestätigt diese Annahme. Im Substrat (linke Seite des Diagrammes) liegen Nb und O in der gleichen relativen Intensität vor, während im Bereich des Redeposits eine Anreicherung von Nb und eine Abnahme des O-Signals auftritt. Die sich daran anschließende Ta-Si-N-Barriere ist durch den Anstieg des Ta-Signals zu lokalisieren. Die veränderte Zusammensetzung liegt aller Wahrscheinlichkeit nach an der Winkelverteilung der abgesputterten Atome. In der Literatur konnte für niedrige Ionenenergien (100 eV bis 1000 eV) eine Tendenz zu einem mehr seitlichen Sputtern mit zunehmender Ordnungszahl der Elemente gefunden werden [133]. Dementsprechend bewegt sich Nb mehr in Richtung größerer Winkel (also auch in Richtung der Grabenwände) während die leichten Elemente O und Li bevorzugt zu kleineren Winkeln (bezogen auf die Richtung der einfallenden Ionen) gesputtert werden. Rechnungen mit dem Programmpaket *SRIM* (engl. *Stopping and Range of Ions in Matter* [134]) können dies ebenfalls bestätigen. Die Folge ist eine Anreicherung von O im Redeposit. Weitere Möglichkeiten sind die teilweise Rekombination abgesputterter O-Atome zu gasförmigen  $\text{O}_2$ -Molekülen und deren Abtransport von der Oberfläche sowie unterschiedliche Haftkoeffizienten für Nb und O auf den Seitenwänden. Die im Bild sichtbare lamellare Feinstruktur innerhalb des Redeposits ist in der Elementverteilung nicht aufzulösen, deutet aber ebenfalls auf Schwankungen der Zusammensetzung hin.

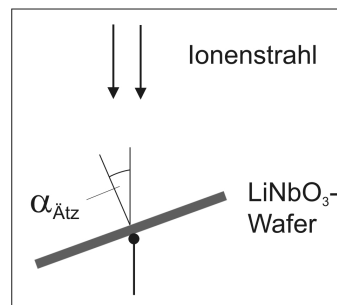
Die Redeposition von Material kann das Verhalten von SAW-Bauelementen beeinflussen. Sie kann zu einer zusätzlichen Streuung und Dämpfung der SAW sowie zu einem unsiche-

rem Reflexionsverhalten führen, was als nachteilig zu bewerten ist. Vorteilhaft kann hingegen sein, dass sich durch den Redeposit steilere Elektrodenkanten ergeben (siehe folgender Abschnitt). Da die Redepositionen aufgrund der Keilform am Boden des Grabens schmal sind, fallen sie bei Bauelementen mit geringen Grabentiefen (z.B. bei Bauelementen für hohe Frequenzbereiche) u.U. nicht mehr störend ins Gewicht.

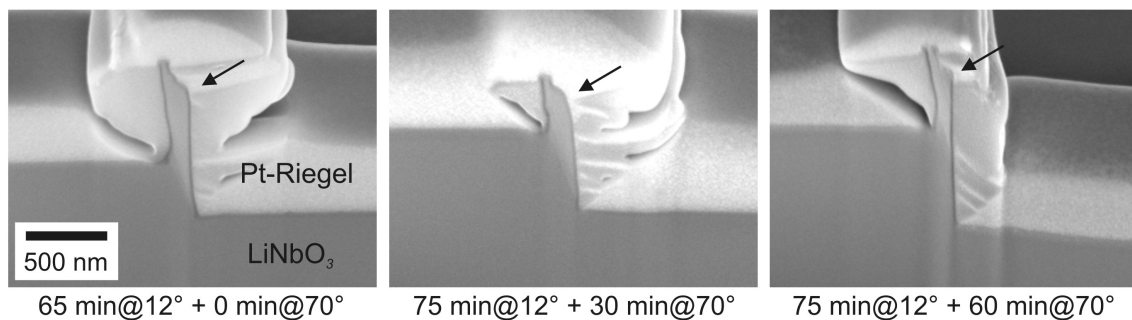
### Verminderung des Redeposits

Für die Anregung und die Ausbreitung der akustischen Wellen ist die Redeposition von Substratmaterial in den Gräben nachteilig, weshalb Möglichkeiten zur Vermeidung bzw. Verminderung untersucht wurden. Nach einem Vorschlag in [135] wurde in einem gestuf-

**Abb. 4.6** Definition des Ätzwinkels beim Ionenstrahlätzen von  $\text{LiNbO}_3$ -Wafers.



ten Prozess der Ätzwinkel variiert (zur Definition des Ätzwinkels siehe Abb. 4.6). Dabei wurden zuerst die Gräben mit dem Standardätzwinkel von  $12^\circ$  hergestellt und danach der Winkel auf  $70^\circ$  erhöht, um für eine bestimmte Zeit gezielt die Seitenwände abzuätzen (siehe Abb. 4.7). Es ist sichtbar, dass nach einer Ätzeit von 30 min bei  $70^\circ$  ein Teil des

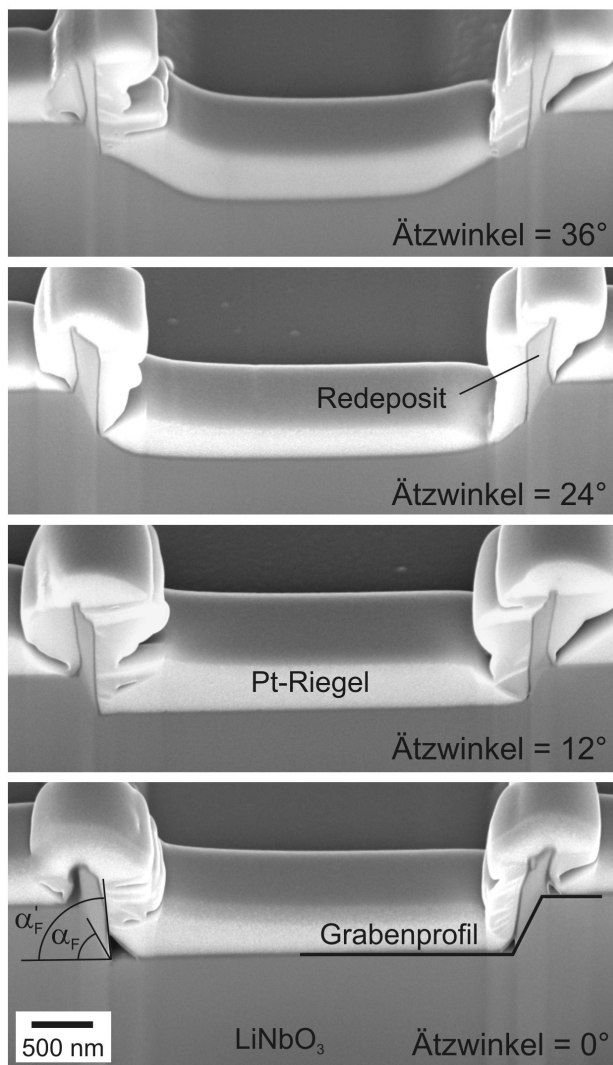


**Abb. 4.7** FIB-Querschnittsbilder von Grabenwänden zweistufig geätzter  $\text{LiNbO}_3$ -Proben. Die Pfeile zeigen auf den Redeposit. Die Aufnahmen erfolgten im REM/SE-Modus unter einem Winkel von  $45^\circ$ . Von links nach rechts nimmt die Ätzeit des zweiten Schrittes von 0 min auf 60 min zu. Um eine saubere Schnittkante zu erzeugen, wurde zuvor ein Pt-Riegel auf der Oberfläche abgeschieden.

Redeposits abgetragen werden konnte. Eine Erhöhung der Zeit auf 60 min bei  $70^\circ$  führt zu einer weiteren Reduktion, aber nicht zur vollständigen Entfernung des Redeposits. Da die Nachbehandlung auf das Profil des Grabens keine Auswirkung hat, wäre an dieser Stelle eine noch längere Ätzeit unter einem großen Winkel denkbar, um den gesamten Redeposit zu entfernen.

##### Einfluss des Ätzwinkels auf das Grabenprofil

Das sich einstellende Ätzprofil insbesondere am Grabenboden ist vom Einfallswinkel der Ionen bezüglich der Probenormale abhängig. Neben dem Standardwinkel des Verfahrens von  $12^\circ$  wurden Versuche bei  $0^\circ$ ,  $24^\circ$  und  $36^\circ$  durchgeführt und das Ätzprofil anhand von FIB-Querschnitten untersucht. Abb. 4.8 zeigt eine Bildserie dieser Schnitte. Unabhängig vom verwendeten Winkel entstehen Materialablagerungen, die jedoch bei  $24^\circ$  am stärksten zu sein scheinen. Der Grabenboden bleibt bis zu einem Winkel von  $12^\circ$  eben, danach entsteht an den Seiten eine Art schiefe Ebene als Übergang zum Boden die bei  $36^\circ$  deutlich weiter zur Grabenmitte reicht. In der Darstellung wurden zusätzlich die Flankenwinkel  $\alpha_F$



**Abb. 4.8** FIB-Querschnitte an Gräben für ca.  $3,8 \mu\text{m}$  breite Elektroden nach IBE mit unterschiedlichem Einfallswinkel der Ionen bezüglich der Probenormale. Vor dem Schneiden wurde ein Pt-Riegel aufgebracht, um eine saubere Schnittkante zu erhalten. Die Aufnahmen erfolgten im REM/SE-Modus unter einem Winkel von  $36^\circ$  und zeigen neben dem Grabenprofil auch die Flankenwinkel  $\alpha_F$  und  $\alpha'_F$  sowie Redeposit an beiden Grabenwänden.

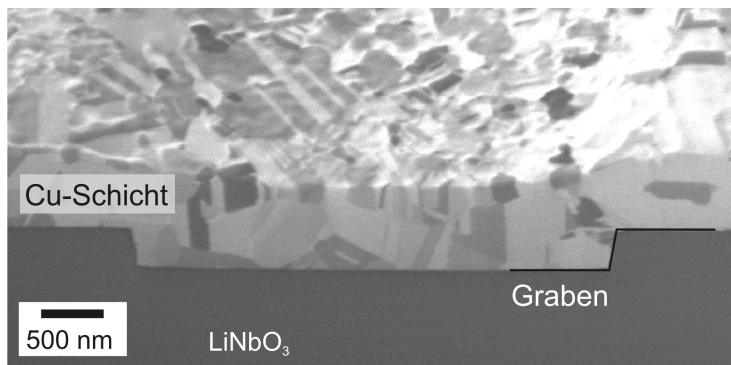
und  $\alpha'_F$  eingezeichnet, die sich bei der Ätzung ergeben. Mit Redeposit beträgt der Flankenwinkel  $\alpha'_F = 85^\circ$ , ohne Berücksichtigung des Redeposits hat die Flanke einen Winkel von  $\alpha_F = 65^\circ$ . Der Flankenwinkel  $\alpha_F$  ist unabhängig vom Einfallswinkel der Ionen. Für die SAW-Eigenschaften der Strukturen wären steilere Gräben von Vorteil, was durch eine Op-

timierung der Lackmaske erreicht werden könnte. Dies sollte Bestandteil weiterer Arbeiten sein.

#### 4.1.4 Abscheidung des Metallisierungssystems

Die Verwendung von Cu als Elektrodenmaterial für SAW-Bauelemente erfordert eine Verkapselung mit Diffusionsbarrieren (siehe auch Abschnitt 2.2.3). In der vorliegenden Arbeit wurde an der substratseitigen Grenzfläche Cu/LiNbO<sub>3</sub> eine Ta-Si-N-Barriere verwendet. Diese Schicht ist amorph und elektrisch leitfähig, und konnte bereits erfolgreich für Cu-basierte aufliegende SAW-Strukturen eingesetzt werden [7]. Neben der Barrierewirkung kommt der substratseitigen Ta-Si-N-Schicht auch eine haftvermittelnde Funktion zwischen Cu und LiNbO<sub>3</sub> zu. Für beide Aufgaben muss sie gleichmäßig und in ausreichender Dicke sowohl am Boden als auch an den Seitenwänden abgeschieden sein. In Abb. 4.5 ist die substratseitige Ta-Si-N-Schicht am Grabenboden und auch an der Flanke deutlich als dunkler, unmittelbar an des Cu angrenzender Streifen, sichtbar. Die Schicht ist geschlossen und homogen abgeschieden. Ihre Dicke beträgt am Grabenboden 23 nm und an der Flanke, bedingt durch den kleineren Einfallswinkel der Teilchen bei der Abscheidung, 15 nm. Im EDXS-Linienscan des nebenstehenden Diagramms, ist die Barriere durch den Anstieg des Ta-Signals abgrenzbar. Die Grenzfläche zum darüberliegenden Cu ist trotz der vakuumunterbrechungsfreien Abscheidung mit Sauerstoff angereichert, was auf die starke Oxidationsneigung von Ta zurückzuführen ist. Die in der Restgasatmosphäre verbliebenen O<sub>2</sub>-Moleküle reichen anscheinend zur Bildung einer dünnen Oxidschicht, vermutlich bestehend aus Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, aus. Allgemein kann die Beschaffenheit der Grenzfläche zur substratseitigen, aber auch zur abdeckenden Barrierschicht den diffusiven Materialtransport entlang dieser Grenzen stark beeinflussen, sodass immer versucht werden sollte eine möglichst festhaftende Verbindung mit wenigen Fremdatomen im Übergangsbereich herzustellen.

Die beiden Verfahren zur Herstellung der Cu-Schicht, PVD/MS und ECD, unterscheiden sich nicht nur prinzipiell, sondern führen auch zu Cu-Schichten mit unterschiedlichen strukturellen Eigenschaften. Dies gilt insbesondere für die Korngröße, die Eigenspannungen und die Textur. Da das Gefüge der hergestellten SAW-Damaszenstrukturen in Abschnitt 4.2 ausführlich behandelt wird, sind zunächst nur technologische Aspekte für die Bewertung des Damaschenprozesses von Bedeutung. Wichtig ist eine porenfreie Füllung der Gräben, die im Wesentlichen vom sog. Aspektverhältnis (Verhältnis zwischen Grabentiefe und Grabenbreite) der Struktur abhängig ist. SAW-Elektroden sind in der Regel deutlich breiter als hoch, sodass die dafür notwendigen Grabenstrukturen Aspektverhältnisse kleiner als eins aufweisen. Der in der SAW-Technologie fortschreitende Trend zu höheren Frequenzen und damit schmalere Elektroden ist meist auch mit einer Skalierung der Schichtdicke verbunden, wodurch die Aspektverhältnisse etwa konstant bleiben. Sollten dennoch schmalere (und dickere) Elektroden benötigt werden, so steht mit der elektrochemischen Cu-Abscheidung ein Verfahren zur Verfügung, mit welchem Aspektverhältnisse bis deutlich über eins problemlos handhabbar sind. Das größte Aspektverhältnis der im Rahmen der Arbeit verwendeten Teststruktur besitzen die Elektroden der Test-IDTs mit ca. 0,13 (Grabentiefe 500 nm, -breite 3,8 µm). Zusätzlich begünstigt durch die zur Oberfläche geöffneten Gräben, kann neben ECD auch PVD mit einem gerichteten Teilcheneinfall problemlos zur Beschichtung verwendet werden. Ein Beispiel für einen mit ECD-Cu gefüllten Graben ist in Abb. 4.9 dar-



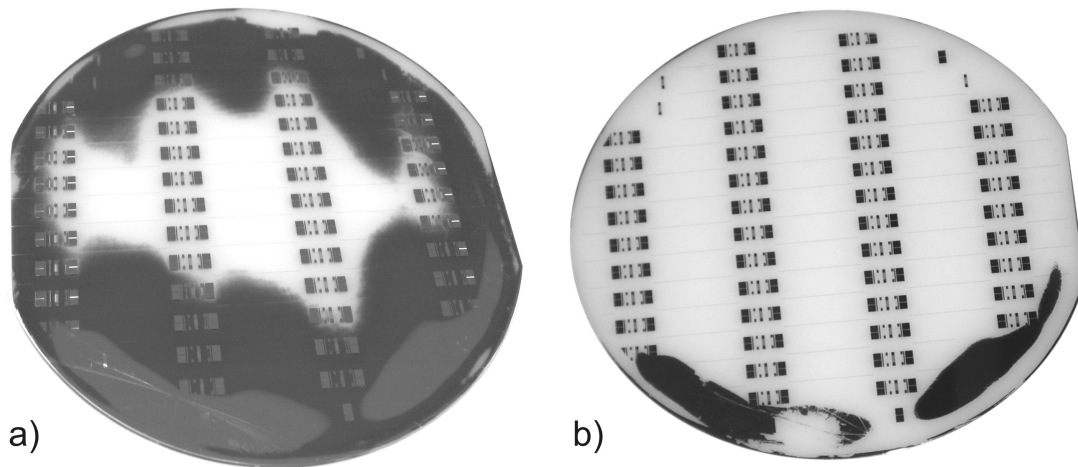
**Abb. 4.9** FIB-Querschnittspräparation einer Grabenstruktur in  $\text{LiNbO}_3$  nach erfolgreicher ECD-Cu-Abscheidung (self-annealing bereits abgeschlossen).

gestellt. Die Füllung ist homogen und hat keine sichtbaren Poren im Schichtinneren oder an den Grenzflächen. Allerdings ist zu berücksichtigen, dass bei der elektrochemischen Abscheidung unter Verwendung hoher Stromdichten durchaus Poren entstehen können, die aber nachträglich im Zuge der Gefügeumwandlung oder durch Wärmebehandlung deutlich reduziert oder gar beseitigt werden können [136].

##### 4.1.5 Chemisch-mechanisches Polieren

Eines der wichtigsten Qualitätskriterien des CMP-Prozesses ist ein gleichmäßiger Materialabtrag über den gesamten Wafer. Dessen Erreichen ist i.d.R. das Ergebnis einer intensiven Optimierungsprozedur der Polierparameter unter Verbrauch einer Vielzahl von Testwafern. Da die Aufgabe darin bestand, grundlegend die Verwendbarkeit der Damaszentechnologie zur Herstellung von SAW-Bauelementen zu evaluieren, wurde auf solche Optimierungen weitgehend verzichtet. Sie sollten jedoch das Ziel weiterführender Arbeiten sein. Exemplarisch für die polierten Wafer wurden an der Probe SAW111 die Ergebnisse des CMP-Schrittes ausgewertet. Hierzu wurde zunächst die erzielte Homogenität über den Scheibendurchmesser anhand von FIB-Querschnitten an den Test-IDTs der Spalte C ermittelt. Pro Struktur wurde an beiden Test-IDTs die Schichtdicke bestimmt und der Mittelwert gebildet. Es ergibt sich eine Schwankung der Schichtdicke von ca. 30 % entlang dieser Spalte, wobei in der Mitte deutlich mehr Material abgetragen wurde als am Rand. Bei der Auswertung wurde berücksichtigt, dass nach dem Grabenätzen bereits eine Ätztiefenschwankung von ca. 4 % vorlag (siehe Abschnitt 4.1.3). Die starke Schichtdickenschwankung wird durch fotografische Aufnahmen der Wafer nach dem Polierprozess bestätigt. Abb. 4.10 a zeigt einen strukturierten  $\text{LiNbO}_3$ -Wafer vor beginnender Ta-Si-N-Politur. Der dunkle Bereich, der von außen in die Mitte der Scheibe hineinragt, ist die zu polierende Barriere, während das etwas hellere Gebiet an der unteren Außenkante zusätzlich zur Barriere noch Reste der Kupferschicht enthält. In den weißen Bereichen ist die Ta-Si-N-Unterlage bereits im Cu-Polierschritt mit entfernt worden. Ursachen für die sichtbar vorhandene Inhomogenität zwischen Mitte und Rand sind beispielsweise eine Dickenschwankung der abgeschiedenen Cu-Schicht auf dem Wafer oder eine inhomogene Verteilung der Poliersuspension während des Prozesses. Im vorliegenden Fall ist jedoch zu Vermuten, dass ein ausgleichender Rückseitendruck, der über den Polierkopf zusätzlich auf den Wafer aufgebracht werden kann, oder die Wahl eines zu starken Anpressdruckes die Ursachen sind. Bei weiterer Politur wird in Zentrumsnähe eine beträchtliche Menge an  $\text{LiNbO}_3$ -Substrat entfernt und damit



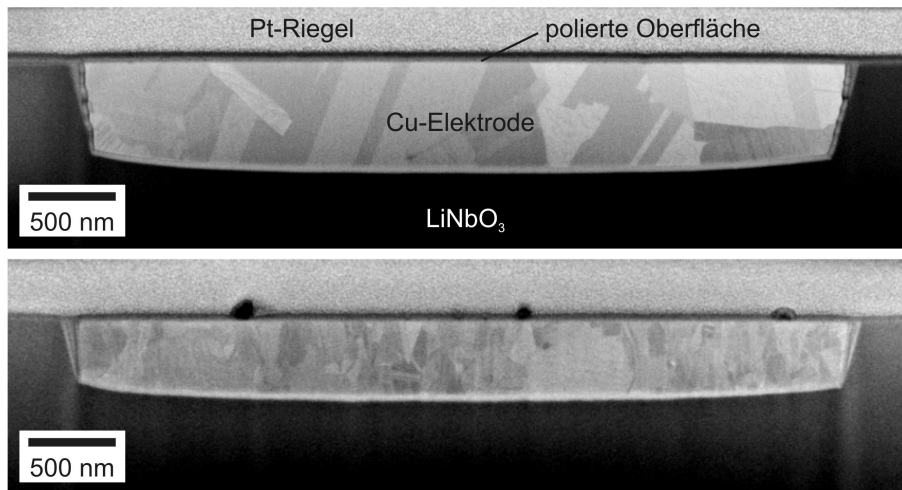


**Abb. 4.10** Strukturierter 100 mm-LiNbO<sub>3</sub>-Wafer a) vor und b) nach abgeschlossener Ta-Si-N-Politur.

die Strukturen stark überpoliert, während die Außenbereiche eine angemessene Politur erhalten. Bild 4.10 b wurde nach beendetem CMP-Prozess aufgenommen und zeigt bis auf den unteren Randbereich keine Reste der Metallisierung mehr auf der Oberfläche. Die freigelegten SAW-Strukturen sind deutlich sichtbar, weisen jedoch die angegebene Schichtdickenschwankung auf.

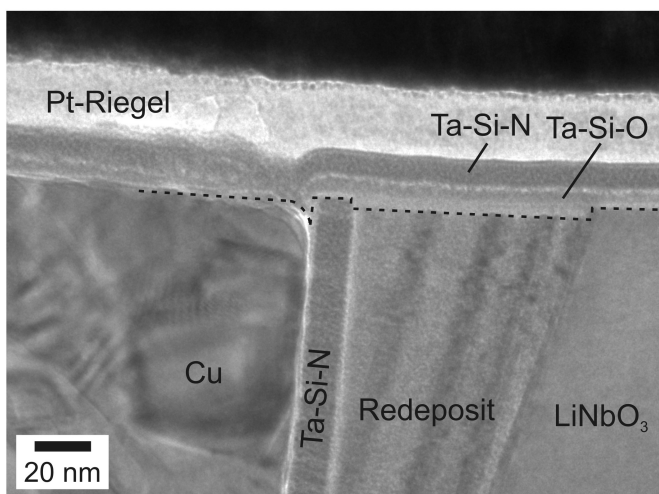
Neben globalen Inhomogenitäten aufgrund einer ungenügenden Parameteroptimierung können beim CMP-Prozess auch lokale Effekte auftreten, die sich zum Teil nur schwer vermeiden lassen [137]. Bei der Materialpaarung Cu/SiO<sub>2</sub> betrifft dies vor allem das Auspolieren (engl. *dishing*), das sich dadurch äußert, dass der Metallabtrag im Zentrum ausgehnter Strukturen größer ist als an deren Rand. Dies resultiert aus dem Härteunterschied der zu polierenden Materialien und an der Deformierbarkeit des Polierpads, welches sich in weichere Bereiche stärker eindrücken kann. Ob dieser Effekt auch bei der Materialkombination Cu/LiNbO<sub>3</sub> auftritt, wurde durch FIB-Querschnitte an unterschiedlich großen Strukturen untersucht. Abb. 4.11 zeigt den Querschnitt von SAW-Elektroden unterschiedlicher Dicke und einer Breite von etwa 3,8 µm. Weder bei PVD/MS- noch bei ECD-Cu-Schichten tritt ein Auspolieren im Zentrum der Elektroden auf. Dies konnte auch bei zahlreichen weiteren FIB-Präparationen an Elektroden der Test-IDTs und auch für die doppelt so breiten Senderelektroden (etwa 7,5 µm) bestätigt werden. Am ausgedehnten metallisierten Bereich des Test-IDTs mit einer Größe von 1,5 mm ist ebenfalls kein Schichtdickenunterschied zwischen Rand und Mitte messbar. Die Ergebnisse deuten demnach auf eine geringe Selektivität zwischen Cu und LiNbO<sub>3</sub> hin. Offenbar besitzen beide Materialien ähnliche Poliereigenschaften, was einer Optimierung des Polierprozesses zur Erzeugung maßhaltiger Strukturen entgegenkommt.

Ein anderer Artefakt, der im Englischen als *recess* bezeichnet wird, ist auf den unterschiedlichen chemischen Angriff der Poliersuspension auf der Oberfläche zurückzuführen. Dies kann zu einem unterschiedlichen Abtrag der einzelnen Materialien und damit zu einer Stufenbildung führen. Abb. 4.12 zeigt eine TEM-Hellfeldaufnahme des Randbereiches einer polierten Cu-Elektrode, auf die bereits die Deckschicht abgeschieden wurde.



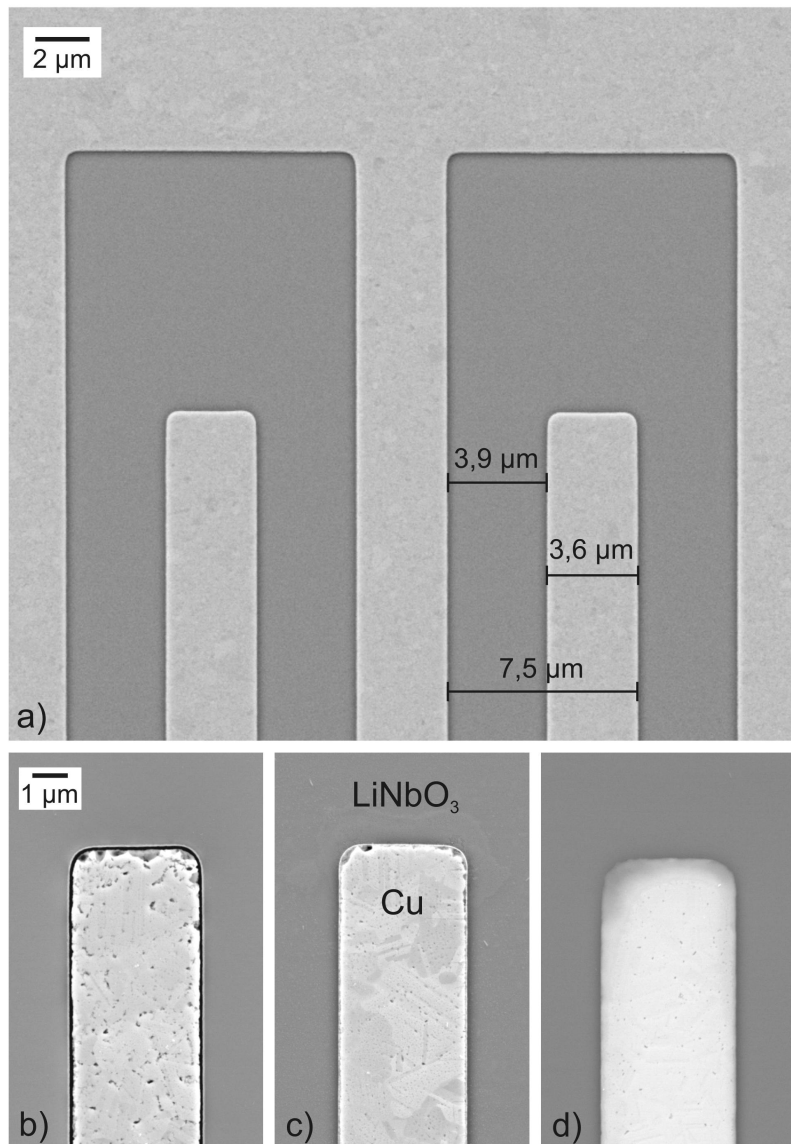
**Abb. 4.11** FIB-Querschnittspräparationen fertigprozessierter Cu-Elektroden unterschiedlicher Schichtdicke (Abbildung erfolgte mit REM/In-lens-Detektor). Oben: ECD-Cu-Metallisierung, Unten: PVD/MS-Cu-Metallisierung.

Die gestrichelte Linie zeigt das Profil, das sich bei der Politur am Übergang Cu/Ta-Si-N/Redeposit/LiNbO<sub>3</sub> (von links nach rechts) eingestellt hat. Die Cu-Kante ist leicht abgerundet, was auf einen zusätzlichen Abtrag durch die Ablagerung von Poliersuspension zurückgeführt werden muss. Den größten Widerstand gegen die Politur zeigt die Ta-Si-N-Barriere, sie ragt am weitesten nach oben. Insgesamt betragen die Höhenunterschiede hier zwischen 5 nm und 10 nm, was außerordentlich gering und damit vernachlässigbar ist. Weitere Defekte, die beim CMP auftreten und zu Qualitätseinbußen führen können, sind in Bild 4.13 b-d zusammengefasst. Einige davon hängen mit der Poliersuspension zusammen, welche die Aufgabe besitzt, ein Gleichgewicht zwischen dem Ätzen und dem Oxidieren der Oberfläche herzustellen [137]. Bei der Oxidation bildet sich durch H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> eine Oxidationsschicht auf der Oberfläche, die beim zeitgleich ablaufenden Ätzen mit mechanischer Unterstützung kontrolliert in die Lösung überführt wird. Ist dieses Gleichgewicht



**Abb. 4.12** TEM-Hellfeldaufnahme des Randbereiches einer Cu-Elektrode. Die gestrichelte Linie stellt die polierte Oberfläche mit dem sich einstellenden Polierprofil dar.

gestört, können unkontrollierte Oxidations- und Abtragsreaktionen auftreten. Für diesen als Korrosion bezeichneten Prozess ist Cu durch seine poröse und nicht selbstpassivierende Oxidschicht besonders anfällig. Beispiele für eine solche Korrosionsreaktion sind in Abb. 4.13 b und c gezeigt. An den Enden der beiden SAW-Elektroden zweier unterschiedlicher Wafer sind Schädigungen sichtbar, die Ähnlichkeit mit korrosivem Lochfraß haben. Zusätzlich sind bei beiden Elektroden auch die Korngrenzen des Cu stark angegriffen, ein Effekt, der ebenfalls auf Korrosion zurückzuführen ist [137]. In Bild b ist der Angriff deut-



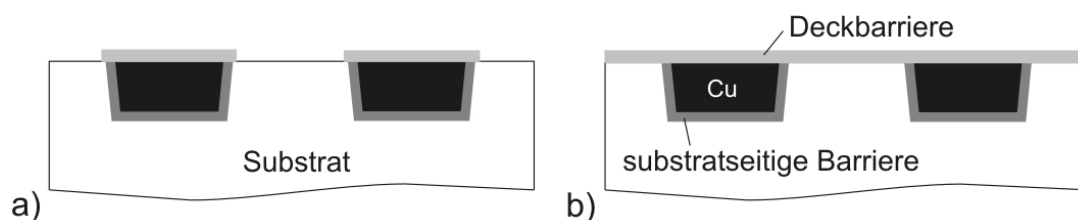
**Abb. 4.13** Vergleich von SAW-Elektroden sehr guter Qualität (a) mit Elektroden, die durch den nicht optimierten CMP-Prozess geschädigt wurden: b) und c) unterschiedlich starker korrosiver Angriff des Poliermittels, d) teilweise Entfernung der Cu-Schicht durch Überpolieren (dunkle Bereiche). (Abbildung erfolgte mit REM/In-lens-Detektor)

lich stärker, hier fehlen an der gesamten Grenzfläche zu LiNbO<sub>3</sub> ca. 50 nm - 100 nm Cu. Unklar ist, ob die Korrosion schon während des Polierprozesses oder erst im Anschluss durch anhaftende Reste der Poliersuspension infolge ungenügenden Spülens auftrat. Abb. 4.13 d zeigt ein typisches Beispiel einer überpolierten Struktur, an der Cu am Ende der Elektrode fast vollständig auspoliert und der Grabenboden erreicht ist (dunkle Bereiche der Elektrode). Im Vergleich dazu zeigt Bild 4.13 a eine Struktur in der derzeit erreichba-

ren Qualität. Zwar weist dieser Wafer ebenfalls eine globale Schichtdickeninhomogenität auf, lokal sind jedoch kaum Defekte sichtbar und die Strukturen sind definiert. Die Maßangaben verdeutlichen die mit der Belichtungsmaske erreichbare geometrische Genauigkeit. Die Breite von Zwischenraum und Elektrode beträgt  $7,5\text{ }\mu\text{m}$ , was dem Sollwert entspricht. Das Metallisierungsverhältnis<sup>2</sup> des IDTs (Sollwert 0,5) ist leicht zugunsten des Zwischenraumes verschoben, obgleich die Belichtungsmaske für Elektrode und Zwischenraum die gleiche Breite vorsieht. Die Ursache für die Verschiebung liegt beim Ätzprozess bzw. der verwendeten Fotolackmaske. Lösbar ist das Problem durch eine dem Ätzprozess angepasste Vorkorrektur der Belichtungsmaske.

### 4.1.6 Vervollständigung des Metallisierungssystems

Um das Metallisierungssystem zu komplettieren und eine Verkapselung der Strukturen zu erreichen, ist nach der Planarisierung der Strukturen die Abscheidung einer das Cu abdeckenden Barrierschicht notwendig. Zu deren Realisierung gibt es grundsätzlich zwei Möglichkeiten (Abb. 4.14).



**Abb. 4.14** Schematische Darstellung der Möglichkeiten der Deckbarriereerzeugung. a) Strukturierung der Deckbarriere (zusätzlicher Lithographieschritt ist notwendig); b) ausgedehnte Deckbarriere, (elektrisch isolierende Eigenschaften notwendig)

Die erste Möglichkeit ist eine Strukturierung der Deckbarriere, d.h. sie wird nur auf die Bereiche aufgebracht wo sich die Metallisierung befindet (Abb. 4.14 a). Hierzu ist ein zusätzlicher Lithographieschritt zur Erzeugung einer Fotolackmaske notwendig. Es muss zudem eine Maskenvorlage mit einer veränderten Geometrie verwendet werden, um eine geringe Überlappung der Barrierschicht über das Cu hinaus zu ermöglichen, da sonst bei geringen Schwankungen in der Maskenpositionierung Bereiche des Cu unabgedeckt bleiben können. Ein weiterer Nachteil dieser Variante ist, dass durch die Segmentierung der Barriere im Bereich des IDT eine Vielzahl zusätzlicher Reflexionskanten für die akustischen Oberflächenwellen entsteht. Ein Vorteil ist, dass eine elektrisch leitfähige Barriere, wie z.B. die substratseitig verwendete Ta-Si-N-Barriere an dieser Stelle einsetzbar wäre.

Die zweite Möglichkeit der Barriereerzeugung ist die Abscheidung einer ausgedehnten Schicht über den ganzen Wafer (Abb. 4.14 b). Hierfür ist allerdings Voraussetzung, dass die verwendete Deckschicht elektrisch isolierend ist, um elektrische Verbindungen zwischen Elektroden mit unterschiedlichem Potential zu vermeiden. Für den in der vorliegenden Arbeit untersuchten Damascenprozess wurde letztere Variante gewählt: aus Gründen

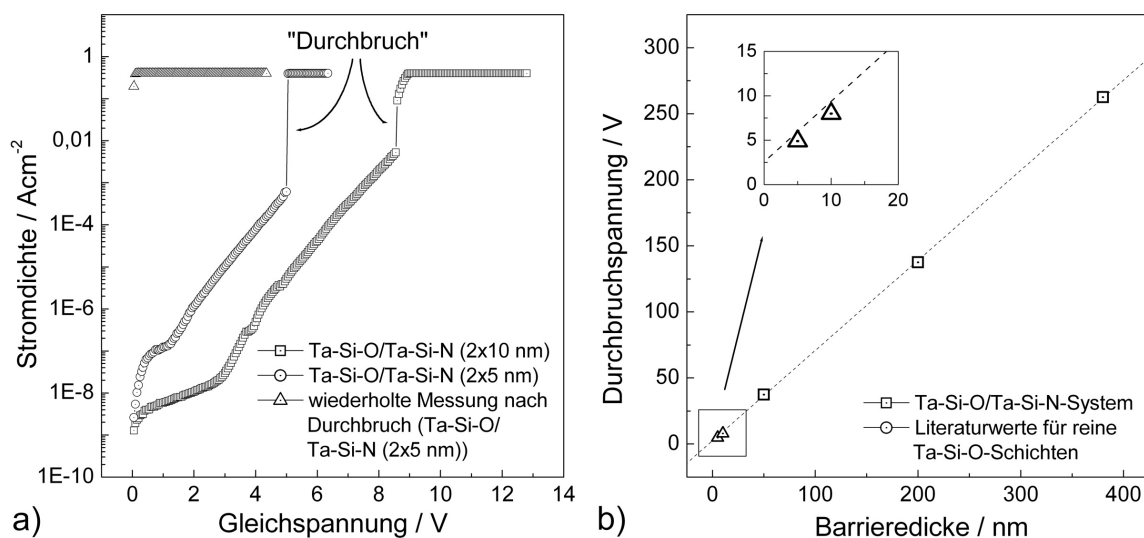
<sup>2</sup>Das Metallisierungsverhältnis des IDTs gibt die Breite der Elektroden bezogen auf die Periode des IDTs an. Ein Metallisierungsverhältnis von 0,5 bedeutet daher, dass die Elektroden und der Zwischenraum die gleiche Breite besitzen.

der Einfachheit und aufgrund der Möglichkeit, ein elektrisch isolierendes Doppelschichtsystem bestehend aus einer Ta-Si-O- und einer Ta-Si-N-Schicht abzuscheiden. In früheren Arbeiten [138,139] konnte gezeigt werden, dass die Abscheidung Ta-Si-basierter Schichten bei stark erhöhten Reaktivgasflüssen (gilt sowohl für  $N_2$  als auch für  $O_2$ ) zu ausgesprochen hochohmigen Schichten führt. Es bestand daher noch die Aufgabe, die für den Einsatz in SAW-Strukturen relevanten Eigenschaften des ausgewählten Doppelschichtsystems Ta-Si-O/Ta-Si-N mit einer Gesamtdicke von 20 nm (jeweils 10 nm) zu untersuchen.

#### 4.1.7 Untersuchung des abdeckenden Barriersystems

##### Elektrische Eigenschaften

Vor dem Einsatz des Doppelschichtsystems Ta-Si-O/Ta-Si-N zur Verkapselung der SAW-Damaszenstrukturen wurden zunächst dessen relevante Eigenschaften untersucht. Dies bezieht sich sowohl auf die elektrischen und strukturellen Merkmale als auch auf die Zusammensetzung der Schichten und deren Stabilität bei thermischer Beanspruchung. Die Bestimmung der elektrischen Parameter erfolgte an Dünnschichtkondensatorstrukturen. Zu deren Herstellung wurde auf eine oxidierte Si-Scheibe ( $1\text{ }\mu\text{m}$  thermisches  $SiO_2$ ) eine 200 nm dicke Ta-Si-Schicht abgeschieden, die als untere Elektrode diente. Darauf wurde ganzflächig die Doppelschicht Ta-Si-O/Ta-Si-N in den beiden Kombinationen  $2 \times 5\text{ nm}$  und  $2 \times 10\text{ nm}$  aufgebracht, wobei nur am Rand des Wafers ein etwa 1 cm breiter Streifen zur Kontaktierung freigelassen wurde. Als obere Kondensatorelektrode wurde wiederum eine Ta-Si-Schicht mit einer Dicke von 200 nm abgeschieden, jetzt allerdings strukturiert in eine Vielzahl quadratischer Elemente. Für die Messungen wurde eine Elektrodengröße von  $(500\text{ }\mu\text{m})^2$  ausgewählt. Der spezifische elektrische Widerstand der Ta-Si-Schicht beträgt etwa  $200\text{ }\mu\Omega\text{cm}$ . Dadurch kann von einer homogenen Verteilung des elektrischen Feldes zwischen den Elektroden ausgegangen werden. Zunächst wurde die Leckstromdichte zwischen den Elektroden in Abhängigkeit von der angelegten Gleichspannung ermittelt, die dazu im Abstand von 200 ms jeweils um 50 mV erhöht wurde (Abb. 4.15 a). Die Kurven stellen Beispiele aus den jeweils 10 Messungen für beide Schichtsysteme dar. Ausgehend von einem sehr niedrigen Niveau erhöht sich die Leckstromdichte vergleichsweise stark, bis dann der endgültige Durchbruch in Form einer schlagartigen Erhöhung der Stromdichte um mehr als eine Größenordnung erfolgt. Danach ist das Schichtsystem zerstört, was an der wiederholten Messung in der dritten Kurve verdeutlicht wird. Die Bestimmung der Durchbruchspannung birgt allerdings eine Reihe von Messunsicherheiten, wie beispielsweise Inhomogenitäten, Defekte oder mechanische Spannungen in der Schicht sowie den Einfluss der Umgebungsbedingungen wie Feuchtigkeit und Temperatur. Letztere können insbesondere bei der Untersuchung sehr dünner Schichten zu einer starken Streuung der Messwerte führen. Bei der Ermittlung der Durchbruchspannung  $U_D$  wurde daher eine Messunsicherheit von  $\pm 20\text{ }\%$  angenommen. Für das Schichtsystem mit  $2 \times 5\text{ nm}$  Dicke ergibt sich als Mittelwert der Messwerte  $U_D$  zu  $(4,9 \pm 1,0)\text{ V}$  und für  $2 \times 10\text{ nm}$  Dicke zu  $(8,0 \pm 1,6)\text{ V}$ . Elektrisch kann das Doppelschichtsystem als Reihenschaltung von zwei Schichten betrachtet werden. Untersuchungen in [138] zeigten allerdings, dass eine Kondensatorstruktur mit



**Abb. 4.15** a) Leckstromdichte zwischen den Ta-Si-Elektroden in Abhängigkeit der angelegten Gleichspannung für unterschiedlich dicke Schichtstapel des Systems Ta-Si-O/Ta-Si-N. b) Bestimmte mittlere Durchbruchspannungen der Schichtstapel in Abhängigkeit der Ta-Si-O-Dicke (vergrößert im kleinen Diagramm) verglichen mit Literaturwerten für dickere Ta-Si-O-Einzelschichten nach [138].

einer einzelnen Ta-Si-N-Schicht<sup>3</sup> trotz deren elektrisch hochohmiger Eigenschaft keine signifikante Durchbruchspannung erreicht [138]. Daher müssen die für die Doppelschicht gemessenen  $U_D$ -Werte einzig der Ta-Si-O-Schicht zugerechnet werden, weshalb die Werte über der Ta-Si-O-Dicke aufgetragen wurden (Abb. 4.15 b). Die Messwerte liegen nahezu auf der Ausgleichsgeraden, die für die Literaturwerte aufgestellt wurde. Mit der Berechnung der Durchbruchfeldstärke  $E_D$  für ein homogenes Feld nach

$$E_D = \frac{U_D}{h}, \quad (4.1)$$

wobei  $h$  den Abstand der Elektroden und damit die Dicke des untersuchten Schichtstapels bezeichnet, erhalten die Werte eine mit anderen Messungen vergleichbare Aussagekraft. Für das dicke System ergibt sich  $E_D$  zu  $(4,0 \pm 1,0)$  MV/cm und für das dünne zu  $(4,3 \pm 0,9)$  MV/cm. Beide Werte sind im Vergleich mit  $\text{SiO}_2$  (10 MV/cm), welches ein sehr gutes Dielektrikum darstellt, etwas geringer können jedoch als ausreichend für die SAW-Anwendung bewertet werden.

In SAW-Bauelementen treten Wechselfelder hoher Frequenz auf. Unter diesen Bedingungen muss die Barriere ihre isolierenden Eigenschaften erhalten. Dazu wurde die frequenzabhängige Kapazität beider Schichtstapel im Bereich zwischen 20 Hz und 1 MHz (gerätespezifische Frequenzgrenze) mit einer LCR-Messbrücke gemessen. Die Spannungsamplitude betrug 1 V, und die Frequenz wurde im Abstand von 0,2 s um den Faktor 1,15 erhöht.

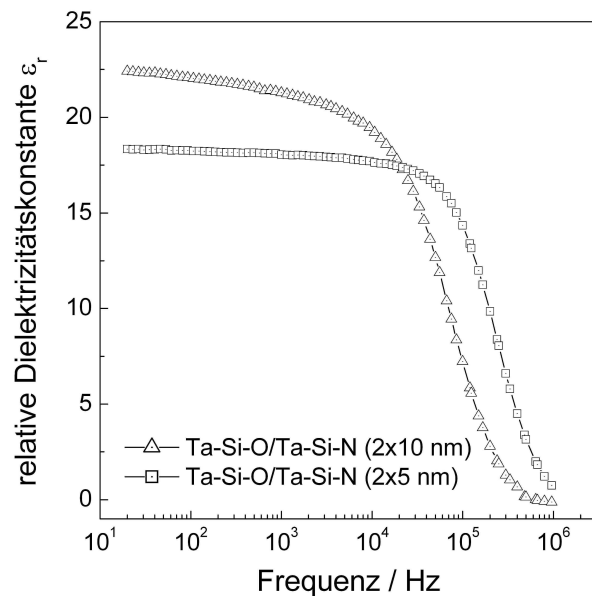
<sup>3</sup>Im Unterschied zur substratseitigen Ta-Si-N-Barriere, wird die beim abdeckenden Barriersystem verwendete Ta-Si-N-Schicht mit einem erhöhten Reaktivgasfluss abgeschieden, wodurch eine andere Zusammensetzung und andere Eigenschaften vorliegen.

Aus der gemessenen frequenzabhängigen Kapazität  $C(f)$  kann nach Gleichung 4.2 die relative Dielektrizitätskonstante  $\epsilon_r(f)$  bestimmt und über der Frequenz aufgetragen werden (Abb. 4.16).

$$C(f) = \frac{\epsilon_0 \epsilon_r(f) A}{h} \quad (4.2)$$

In der Gleichung ist  $\epsilon_0$  die absolute Dielektrizitätskonstante des Vakuums,  $A$  die Elektrodenfläche, für die wiederum  $(500 \mu\text{m})^2$  gewählt wurden, sowie  $h$  die Schichtdicke bzw. der Elektrodenabstand. Für eine Frequenz von 20 Hz wiesen die Schichtsysteme eine Kapazi-

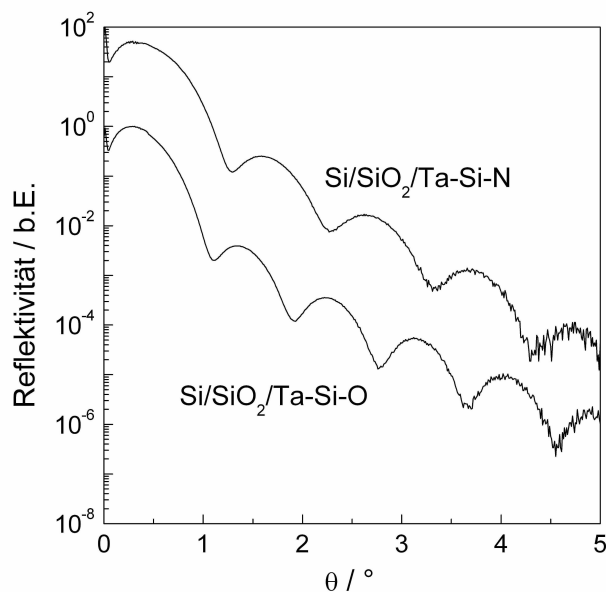
**Abb. 4.16** Relative Dielektrizitätskonstante des Schichtsystems Ta-Si-O/Ta-Si-N in Abhängigkeit von der Frequenz der Wechselspannung.



tät  $C$  von 4,1 nF (2x5 nm Dicke) und 2,5 nF (2x10 nm Dicke) auf. Bei einer Verdoppelung der Schichtdicke erfolgt nahezu eine Halbierung der Kapazität, was nach Gleichung 4.2 nachvollziehbar erscheint. Die zugehörigen Werte für  $\epsilon_r$  liegen bei 18 bzw. 23 und nehmen mit steigender Frequenz stark ab. Dies bedeutet, dass der Schichtstapel mit zunehmender Frequenz seine dielektrischen Eigenschaften verliert. Allerdings konnte beim Einsatz des Doppelschichtsystems unter SAW-Bedingungen in keinem Fall ein kurzschlussbedingtes Versagen aufgrund einer leitfähigen Deckbarriere festgestellt werden. Bei einer weiteren Optimierung des Schichtsystems sollte diese Diskrepanz mit betrachtet werden.

### Strukturelle und konstitutive Eigenschaften

Aus der Untersuchung des Doppelschichtsystems mit Röntgenreflektometrie (XRR) lassen sich verschiedene konstitutive Eigenschaften der Schichten ableiten. Da sich die ähnliche Dicke beider Schichten im Doppelsystem negativ auf die Reflektometriekurven auswirkte, wurden die Schichten einzeln auf thermisch oxidierte Si-Wafer nach dem Schema Si/SiO<sub>2</sub>(1000 nm)/Ta-Si-(O,N)(10 nm) aufgebracht. Abb. 4.17 zeigt die experimentell bestimmten Röntgenreflektometriekurven für beide Schichtsysteme. Durch Anpassung von Modellkurven an den experimentellen Verlauf, können die Schichtparameter ermittelt werden. Die Massendichte der Schichten kann aus dem kritischen Winkel der Totalreflexion



**Abb. 4.17** Röntgenreflektogramme der Einzelschichten Ta-Si-O bzw. Ta-Si-N, die mit einem Reaktivgasfluss von je 10 sccm auf Si/SiO<sub>2</sub> abgeschieden wurden.

abgeleitet werden, während die Schichtdicke aus der Periode der wiederkehrenden Oszillationen bestimmt wurde. Die Ergebnisse sind zusammen mit der Oberflächenrauheit in Tabelle 4.2 dargestellt. Daneben enthält die Tabelle die chemische Zusammensetzung dieser Schichten, welche mit Rutherford-Rückstreuungsspektrometrie (RBS) in früheren Untersuchungen ermittelt wurde [138]. Es fällt zunächst auf, dass die Massendichte von Ta-Si-O deutlich geringer als jene von Ta-Si-N ist, was auf den hohen Anteil von O in der Schicht (70 %) im Vergleich zum N-Gehalt (56 %) zurückzuführen ist. Dieser hohe O-Anteil könnte sich negativ auf die Stabilität der Schicht bei thermischer Beanspruchung auswirken. Die Dicke der Schichten liegt mit den gewählten Prozessparametern vor allem bei Ta-Si-N unterhalb von 10 nm, weshalb die Abscheidedauer bei den hergestellten LiNbO<sub>3</sub>-Wafeln entsprechend verlängert wurde.

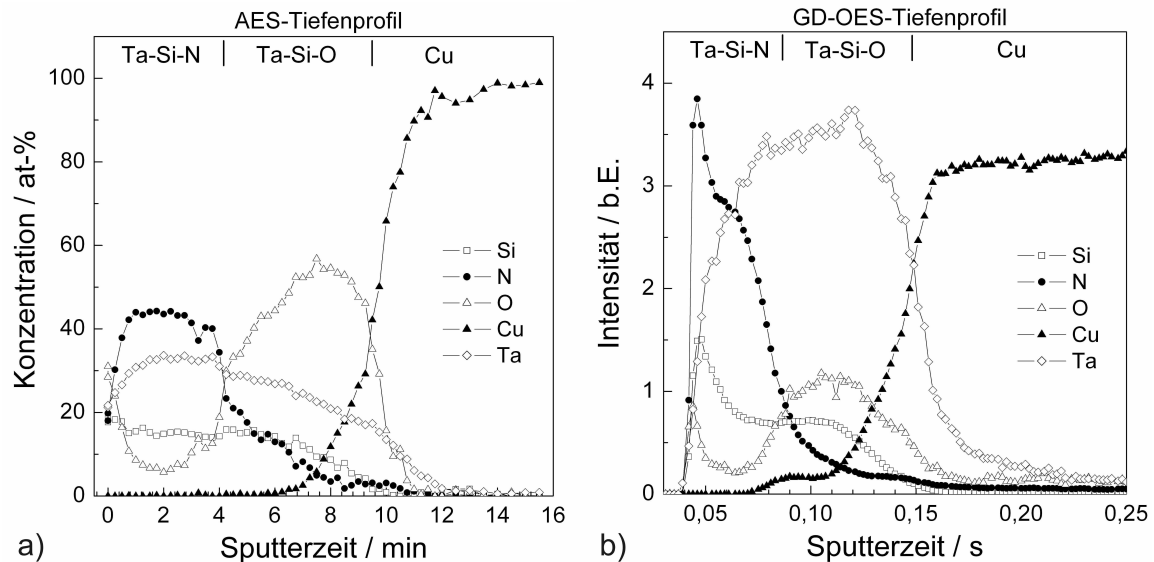
**Tab. 4.2** Mit XRR bestimmte Struktureigenschaften beider Barrierschichten. Daneben die mit RBS ermittelte Zusammensetzung dieser Schichten aus früheren Untersuchungen [138].

Schicht	Eigenschaft			Zusammensetzung (nach [138])			
	Massendichte [g/cm <sup>3</sup> ]	Schichtdicke [nm]	Rauheit [nm]	Ta [at-%]	Si [at-%]	N [at-%]	O [at-%]
Ta-Si-N	7,6	8,3	0,5	26	17	57	-
Ta-Si-O	5,6	9,8	0,5	17	13	-	70

In der vorliegenden Arbeit wurde die Schichtzusammensetzung durch die Analyse von Tiefenprofilen mit Hochfrequenz-Glimmentladungsspektroskopie (HF-GD-OES) und Auger-Elektronenspektroskopie (AES) ermittelt. Dazu wurden Schichtstapel mit dem Aufbau Cu(200 nm)/Ta-Si-O(10 nm)/Ta-Si-N(10 nm) auf thermisch oxidierte Si-Scheiben aufgebracht. In dem Schichtstapel wiesen die wichtigsten Elemente die in Abb. 4.18 dargestellten Verläufe auf. Während das AES-Verfahren für Schichtdicken in der vorliegenden Größenordnung sehr gut geeignet ist, liegt die Dicke von 20 nm für GD-OES schon im



Bereich der Tiefenauflösungsgrenze. Dennoch ist auch mit diesem Verfahren die Abgrenzung der drei Schichten gut möglich, wenngleich die Einschwingzeit der Signale, die stark durch Oberflächenkontaminationen beeinflusst wird, hier etwa 20 % der Gesamtbarrieredicke ausmacht (Abb. 4.18 b). Zwischen den Barrierschichten ist der Übergang verschmiert

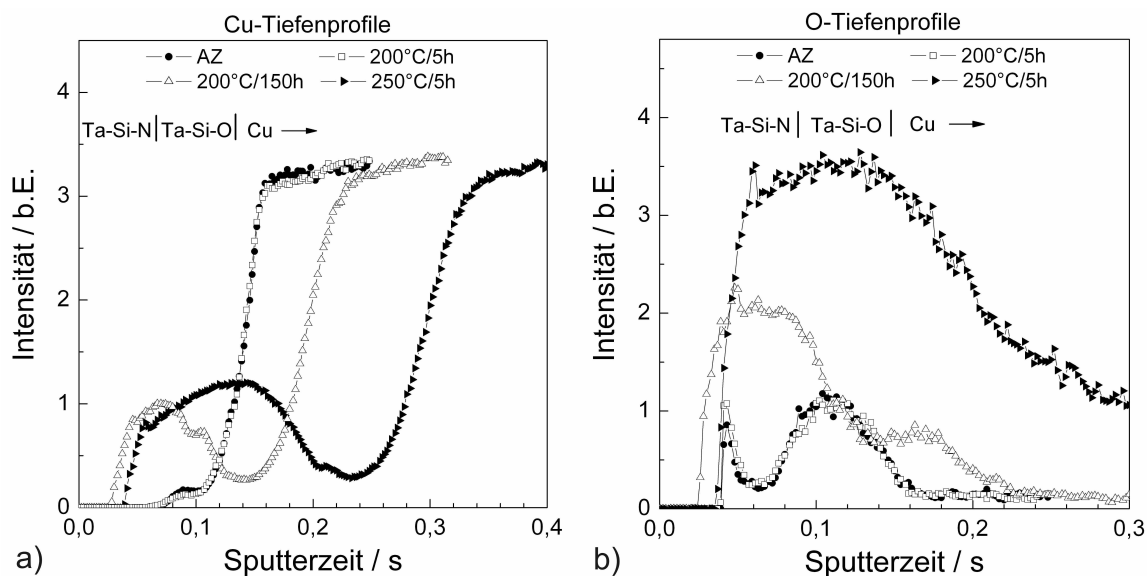


**Abb. 4.18** Tiefenprofile eines Ta-Si-O/Ta-Si-N-Schichtsystems mit  $2 \times 10$  nm Dicke auf Cu. Die Profile wurden mit den spektroskopischen Methoden a) AES und b) GD-OES gemessen.

und nicht so scharf, wie im Normalfall angestrebt. Das könnte mit einer sputterinduzierten Aufräumung und dadurch teilweiser Durchmischung der Elemente begründet werden. Besonders breit ist auch die Grenzfläche zwischen der Cu-Unterlage und der darauffolgenden Ta-Si-O-Schicht, was in beiden Diagrammen sichtbar ist und wofür Sputtereffekte allein als Ursache nicht ausreichen. Im GD-OES-Spektrum nimmt das Cu-Signal bis zur Mitte der Ta-Si-O-Schicht ab, um danach bis zum Ende der Schicht noch eine Schulter mit geringerem Gehalt auszubilden. Beim AES-Spektrum ist diese Schulter in Ansätzen auch vorhanden, wenngleich sie nicht bis zum Ende der Ta-Si-O-Schicht reicht. Es ist daher möglich, dass bereits im Ausgangszustand Cu in der Ta-Si-O-Schicht vorhanden ist, worauf auch Messungen mit analytischer TEM hinweisen (siehe Abschnitt 6.1.1). Bei der Ta-Si-N-Schicht ist im AES-Spektrum eine abgegrenzte Schicht auszumachen, während sie im GD-OES-Spektrum durch die angesprochenen Oberflächeneffekte nicht zu bewerten ist.

Beim Vergleich der aus den Kurvenverläufen im AES-Tiefenprofil ableitbaren Elementkonzentrationen mit den in Tabelle 4.2 aufgeführten Literaturwerten von RBS-Messungen, zeigen sich trotz gleicher Herstellungsbedingungen der Schichten Abweichungen der Elementgehalte. Im Speziellen ergeben sich für Ta und Si höhere und für N und O niedrigere Gehalte. Dies ist zum einen damit zu erklären, dass bei der AES-Messung für keine der Schichten eine Kalibration (Messung eines Standards) durchgeführt wurde. Zum anderen kann die Ursache für die Differenzen auch bei den unterschiedlichen Sputterkoeffizienten der Elemente liegen, die zu einem Vorzugssputtern einzelner Elemente und damit zu einer Anreicherung der verbleibenden Elemente in der Matrix führen können.

Zur Untersuchung der thermischen Stabilität des Schichtstapels wurden systematisch Wärmebehandlungen in Umgebungsatmosphäre (d.h. an Luft) durchgeführt. Dazu wurden die gleichen Schichtstapel wie zuvor bei der Bestimmung der Schichtzusammensetzung gewählt. In SAW-Bauelementen kann die Doppelbarriere bis ca. 250 °C belastet werden. Deshalb wurden für die Stabilitätsuntersuchungen Temperaturen zwischen 50 °C und 300 °C sowie Zeiten bis 150 h gewählt. Bis zu einer Temperatur von 200 °C für 5 h bleibt die ursprüngliche Konstitution des Schichtstapels erhalten, was anhand der GD-OES-Cu-Signale in Abb. 4.19 a deutlich wird. Bei einer Verlängerung der Glühzeit von 5 h auf 150 h versagt



**Abb. 4.19** GD-OES-Tiefenprofile für a) Kupfer und b) Sauerstoff des Ta-Si-O/Ta-Si-N/Cu-Schichtsystems nach Wärmebehandlung in Umgebungsatmosphäre bei verschiedenen Bedingungen. In den Diagrammen ist ebenfalls die Konfiguration des Ausgangszustandes (AZ) angegeben.

die Doppelbarriere, Cu reichert sich an der Oberfläche an und die ehemalige Grenzfläche Ta-Si-O/Cu wandert dementsprechend weiter nach innen. Bei 250 °C geht der Schichtcharakter schon nach einer Glühzeit von 5 h in einem noch stärkeren Maß verloren. An die Oberfläche gelangendes Cu wird oxidiert, was an den zugehörigen O-Tiefenprofilen in Abb. 4.19 b ersichtlich ist. Es wird vermutet, dass neben dem Sauerstoff aus der Atmosphäre auch ungelöster Sauerstoff in der Ta-Si-O-Schicht zur Cu-Oxidation beiträgt. Betrachtet man diese Ergebnisse, so erfüllt das Doppelbarrieresystem Ta-Si-O/Ta-Si-N in diesem Zustand die gestellten Anforderungen noch nicht. Allerdings muss berücksichtigt werden, dass Temperungen in Umgebungsatmosphäre ausgesprochen harte Bedingungen darstellen und die Bauelemente in der Praxis i.d.R. in einer inerten N<sub>2</sub>-Atmosphäre eingekapselt werden. Vor dem Hintergrund, dass die maximal auftretenden Temperaturen bei den Lebensdauerversuchen etwa 160 °C betragen und die elektrischen Eigenschaften ausreichend sind, wurde das Doppelschichtbarrieresystem dennoch für die Probenherstellung verwendet. Weitere Experimente und eine Optimierung sollten sich in Zukunft jedoch anschließen.

## 4.2 Schichtcharakterisierung

### 4.2.1 Schichtdicke

Durch die Variation der Ätzzeit bei der Grabenstrukturierung wurden unterschiedlich tiefe Gräben hergestellt, die nach dem CMP-Prozess (bei konstanter Dicke der Barrierschichten) zu unterschiedlich dicken Cu-Schichten führten. Durch den inhomogenen Oberflächenabtrag beim CMP ergeben sich zusätzliche Schwankungen der Schichtdicke über den Wafer (siehe Abschnitt 4.1.5). Aus diesem Grund wurde bei allen Proben die reale Cu-Schichtdicke anhand von FIB-Querschnitten bestimmt. Dazu wurde jeweils an beiden Test-IDTs eine Präparation im Elektrodenbereich durchgeführt. Für den Schichtdickenwert der gesamten Teststruktur wurden danach beide Messwerte gemittelt, wobei die untere und die obere Barrierschicht infolge ihrer konstanten Dicke (insgesamt 40 nm) nicht mit berücksichtigt wurden. Der erhaltene Wert wurde als repräsentativ für die gesamte Teststruktur (einschließlich der Widerstandsleiterbahnen) angenommen. Da die FIB-Methode ein zerstörendes Verfahren darstellt, wurde die Elektrodendicke im Regelfall erst nach Abschluss aller weiteren Untersuchungen bestimmt. Als repräsentativer Wert für die Schichtdickenverteilung des ganzen Wafers wurde der Mittelwert aller gemessenen Strukturen angenommen, (vgl. Tabelle 4.3). Es wurde versucht, mit beiden Cu-Abscheidungsverfahren ein ähnliches Di-

**Tab. 4.3** *Mittlere Cu-Schichtdicken repräsentativer Wafer nach dem chemisch-mechanischen Polieren.*

Wafer-Nr.	mittlere Cu-Dicke [nm]	Abscheidungsverfahren
SAW106	147±23	PVD/MS
SAW100	192±26	PVD/MS
SAW112	293±36	PVD/MS
SAW103	395±105	PVD/MS
SAW105	129±33	ECD
SAW111	445±62	ECD
SAW110	520±64	ECD

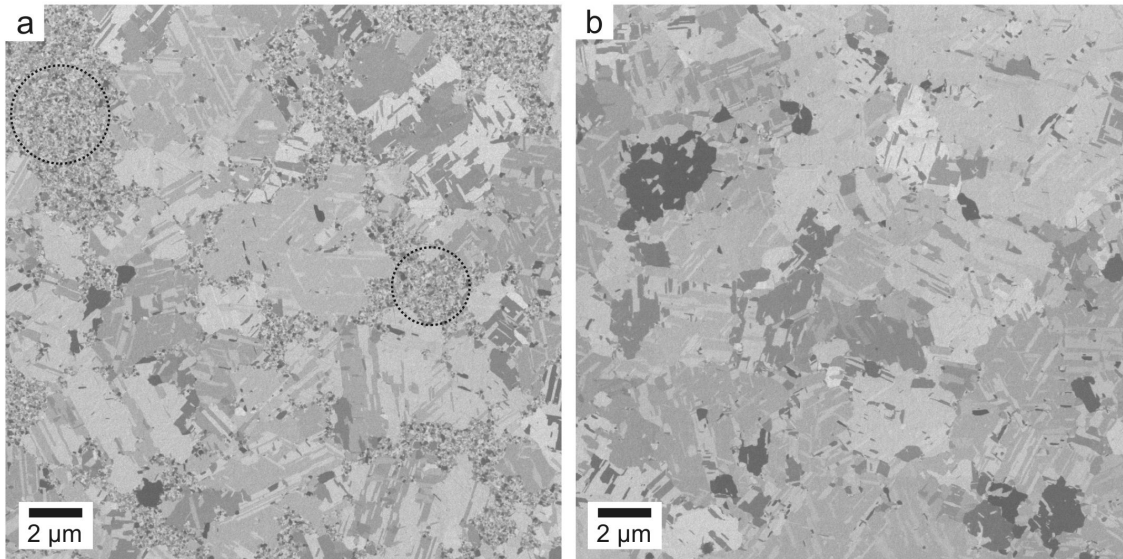
ckenspektrum herzustellen, was allerdings aufgrund anfänglicher Prozessunsicherheiten beim Ionenstrahlätzen nur bedingt gelang. Trotzdem konnten für beide Verfahren sowohl sehr dünne als auch deutlich dickere Proben hergestellt werden, wobei das Spektrum für die ECD-Proben mit Werten von 129 nm (SAW105) bis 520 nm (SAW110) am größten ist.

### 4.2.2 Korngröße und -morphologie

Da sich in Abhängigkeit vom Abscheidungsverfahren unterschiedliche Gefügeeigenschaften herausbilden, wurden beide Verfahren getrennt betrachtet, wobei zunächst auf die elektrochemisch hergestellten Cu-Schichten eingegangen werden soll.

Wie bereits in Abschnitt 2.2.3 erläutert wurde, kommt es nach der Abscheidung von Cu zu einer vollständigen Umwandlung des Cu-Gefüges. Bei der für die ECD-Schichten gewählten Abscheidedicke von 1 µm beginnt die Veränderung sofort nach der Abscheidung, nach 8 h sind bereits ca. 70 % des Gefüges umgewandelt und nach etwa 60 h ist die Matrix vollständig neu gebildet (Abb. 4.20). Das nach Ende der Abscheidung noch feinkörnige Gefüge, das in Abb. 4.20 a zwischen bereits gewachsenen Körnern teilweise noch vorliegt

(Markierung), ist nach abgeschlossener Umwandlung vollständig aufgezehrt (4.20 b). An seine Stelle ist ein grobes Gefüge getreten, mit Körnern, die einer monomodalen Größenverteilung genügen und eine mittlere Korngröße von  $(1,9 \pm 0,8) \mu\text{m}$  aufweisen. Die mittlere laterale Ausdehnung der Körner ist demnach etwa doppelt so groß wie die Schichtdicke. Die vor der elektrochemischen Abscheidung aufgebraachte Cu-Keimschicht (50 nm) wird

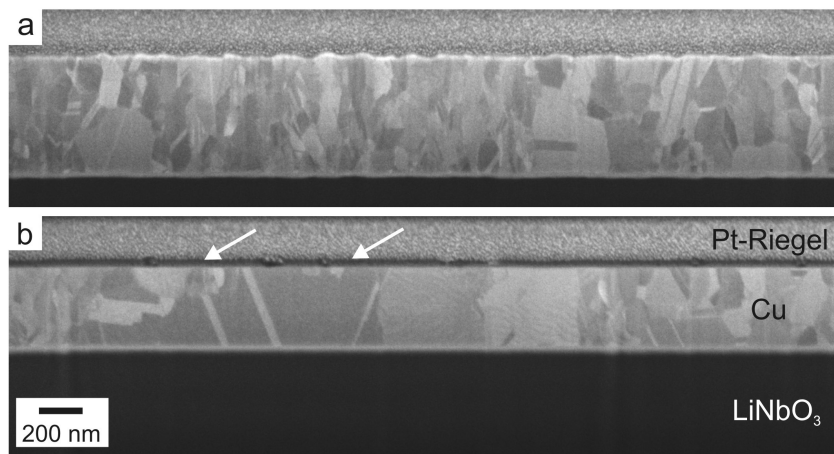


**Abb. 4.20** Gefügeumwandlung (self-annealing) von ECD-Cu-Schichten nach der Abscheidung. Die Kristallite sind durch den ausgeprägten Channelingkontrast der FIB-Methode gut zu unterscheiden. a) 8 h nach Herstellung (Reste der feinkörnigen Matrix markiert); b) 60 h nach Herstellung. Die Abbildung erfolgte mit FIB/IE senkrecht zur Oberfläche an zwei unterschiedlichen Stellen.

mit in die neu gebildete Schicht integriert. Aufgrund der niedrigen Stapelfehlerenergie von Cu ( $\gamma_{Cu} \approx 40 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$  [34]) beinhalten die Körner zahlreiche Rekristallisationszwillinge, die durch ihre breitere Form und ihre geraden Kanten gut von verformungsbedingten Zwillingen zu unterscheiden sind [97]. Darüber hinaus hängt die Stapelfehlerenergie auch von der Fremdatomkonzentration im Material ab [87]. Da die ECD-Schichten durch den Einbau von Additiv- und Elektrolytkomponenten deutlich stärker verunreinigt sind als PVD-Schichten, kann hierdurch die Stapelfehlerenergie weiter sinken und die Tendenz zur Zwillingsbildung erhöht werden. Aus technologischer Sicht ist noch darauf hinzuweisen, dass Schichten, die dünner als ca. 500 nm sind, keine Gefügeumwandlung zeigen [140]. Ist sie gewünscht, müssen die Schichten daher mit einer Mindestdicke von ca. 1  $\mu\text{m}$  abgeschieden werden. Außerdem ist die vollständige Umwandlung abzuwarten, bevor mit dem CMP-Prozess begonnen wird [141].

Die PVD/MS-Cu-Schichten zeichnen sich nach der Abscheidung durch eine sehr feinkristalline Matrix mit einer mittleren Korngröße von  $(180 \pm 90) \text{ nm}$  aus. Die Korngröße ist somit deutlich kleiner als die abgeschiedene Schichtdicke von 600 nm und das Gefüge demnach nicht kolumnar (siehe Abb. 4.21 a). Der Unterschied in der Korngröße, verglichen mit den ECD-Schichten, beträgt etwa eine Größenordnung. Dies war angestrebt worden mit der Überlegung, dass die Proben bei den folgenden Lebensdaueruntersuchungen Maximaltemperaturen von etwa 160 °C ausgesetzt sein werden, was normalerweise noch nicht zu einem

stetigen Kornwachstum führt. Aus diesem Grund wurde auf eine Wärmebehandlung nach der Abscheidung verzichtet, um die feine Kornstruktur zu erhalten. Nach dem CMP-Schritt wiesen die PVD/MS-Cu-Schichten jedoch ein Gefüge auf, bei dem sich einzelne Körner auf Kosten der feinkristallinen Matrix vergrößerten. Diese Umwandlung verlief bei allen Wafern unvollständig, stoppte aber zu unterschiedlichen Zeitpunkten. Bei einigen Wafern wuchsen nur einige wenige Körner, die sich jedoch nicht berührten, während bei anderen das Gefüge fast vollständig aus großen Körnern bestand, zwischen denen nur noch vereinzelt die feinkristalline Matrix sichtbar war. Die mittlere Korngröße der gewachsenen Kör-



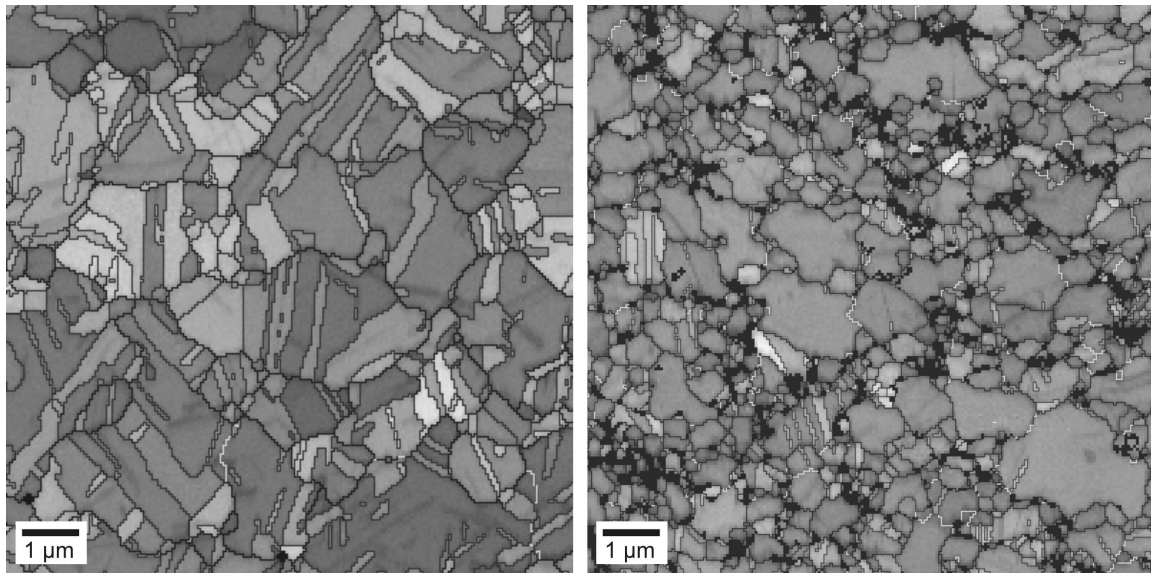
**Abb. 4.21** FIB-Querschnittspräparationen zweier PVD/MS-Cu-Metallisierungen (Abbildung erfolgte mit REM/In-lens-Detektor). a) Gefüge nach der Abscheidung; b) Gefüge nach dem CMP-Prozess. Die Pfeilmarkierungen weisen auf kleine Körner oberhalb von großen hin. Zu beachten ist die hohe Rauheit der Schicht nach der Abscheidung, die nach dem CMP-Prozess nicht mehr vorhanden ist.

ner liegt bei  $(1,1 \pm 0,5) \mu\text{m}$ . Folglich weisen die Proben mit PVD/MS-Cu-Metallisierung eine zweigipflige Korngrößenverteilung mit jeweils unterschiedlichem Volumenanteil bei der Gefügebestandteile auf. Es konnte jedoch kein Zusammenhang zwischen der Restdicke der Cu-Schicht nach dem Polieren und dem Volumenanteil der großen Körner festgestellt werden. Auch war der Effekt bereits kurze Zeit nach dem Polieren sichtbar und das Erscheinungsbild der Wafer änderte sich im Laufe etwa eines Jahres nicht, wodurch zweifelsfrei der CMP-Prozess als Anlass des Kornwachstums identifiziert wurde. In der Literatur ist dieses Phänomen bislang noch nicht diskutiert worden, weshalb zusätzliche Untersuchungen durchgeführt wurden. Insbesondere auf die Ursachen des Kornwachstums wird in Abschnitt 4.2.4 noch einmal gesondert eingegangen.

FIB-Präparationen zeigten, dass der Kornwachstumsprozess an der Grenzfläche zur substratseitigen Barrierschicht beginnt, da häufig kleine Körner der ursprünglichen Matrix oberhalb von großen zu finden sind, während der umgekehrte Fall seltener beobachtet wurde (siehe Pfeilmarkierungen in Abb. 4.21 b). Daher wird vermutet, dass die Körner zunächst in Richtung der Oberfläche wachsen und sich dann lateral weiter vergrößern. Dieses Verhalten weicht von der Raumtemperaturumwandlung bei ECD-Cu-Schichten ab, bei

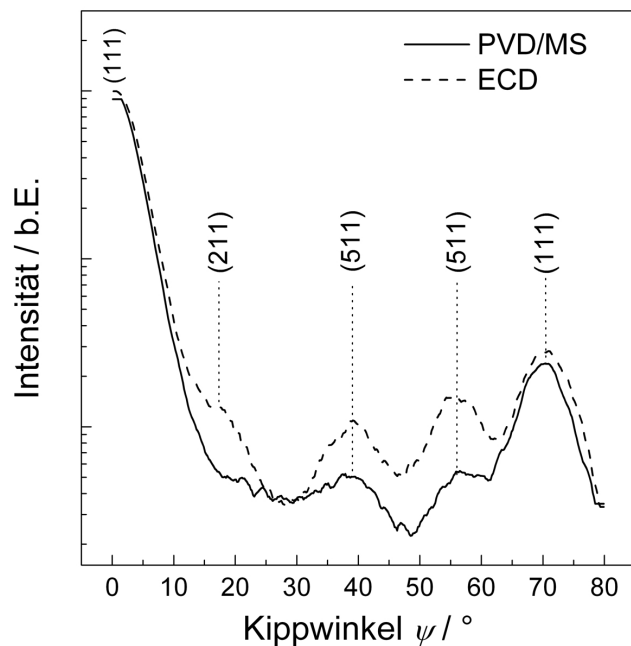
denen davon ausgegangen wird, dass die Transformation von der Oberfläche aus zum Substrat verläuft [30].

Ein weiterer morphologischer Unterschied zu ECD-Cu-Schichten besteht in der signifikant niedrigeren Zwillingsdichte in den gewachsenen Körnern der gesputterten Schichten. Eine unterschiedliche Dichte von Zwillingen bei physikalisch sowie elektrochemisch hergestellten Cu-Schichten wurde bereits in der Literatur vorgestellt [142]. Bei den vorliegenden



**Abb. 4.22** Ergebnisse von REM/EBSD-Messungen an einer ECD-Cu-Schicht nach abgeschlossenem self-annealing (links) und an einer PVD/MS-Cu-Schicht nach abnormalem Kornwachstumsprozess (rechts).

Cu-Schichten wird der Unterschied anhand einer vergleichenden REM/EBSD-Messung einer PVD/MS und einer ECD-Cu-Schicht deutlich (Abb. 4.22). Das rechte Bild der PVD/MS-Schicht zeigt ein bimodales Gefüge, wobei die schwarzen Bereiche sehr kleine Körner enthalten, die mit der EBSD-Methode nicht mehr auflösen sind (Auflösungsgrenze ca. 50 nm). Die vergrößerten Körner enthalten nur vereinzelt Zwillinge, während die Mehrzahl von ihnen zwillingsfrei ist. Im Unterschied dazu enthält bei der links abgebildeten ECD-Schicht die Mehrzahl der Körner Zwillingslamellen. Die hohe Zwillingsdichte der ECD-Schichten kann auch in Abb. 4.20 gut nachvollzogen werden. Die röntgenographische Messung von Polfigurenschnitten ermöglicht ebenfalls eine qualitative Aussage zum Volumenanteil von Zwillingen. Abb. 4.23 zeigt einen Ausschnitt aus den  $\{111\}$ -Polfiguren einer PVD/MS- und einer ECD-Cu-Schicht nach Abschluss des CMP-Schrittes. Da das Diffraktogramm rotationssymmetrisch zum Kippwinkel  $\psi = 0^\circ$  ist, wird nur der Bereich  $\psi = 0^\circ \dots 80^\circ$  dargestellt. Da die Cu-Schichten in jedem Fall stark  $\{111\}$ -vorzugsorientiert sind (siehe Abschnitt 4.2.4), treten bei  $\psi = 0^\circ$  und bei  $\psi = 70,5^\circ$  starke Peaks der (111)-orientierten Körner auf. Die beiden (511)-Komponenten bei  $\psi = 38,9^\circ$  und  $\psi = 56,2^\circ$  entsprechen den Poldichten von Zwillingslamellen, die in den (111)-Körnern auftreten. Während die (111)-Komponenten beider Schichtarten eine vergleichbare Intensität zeigen, sind die Peaks der (511)-Komponenten der PVD/MS-Cu-Schicht deutlich er-

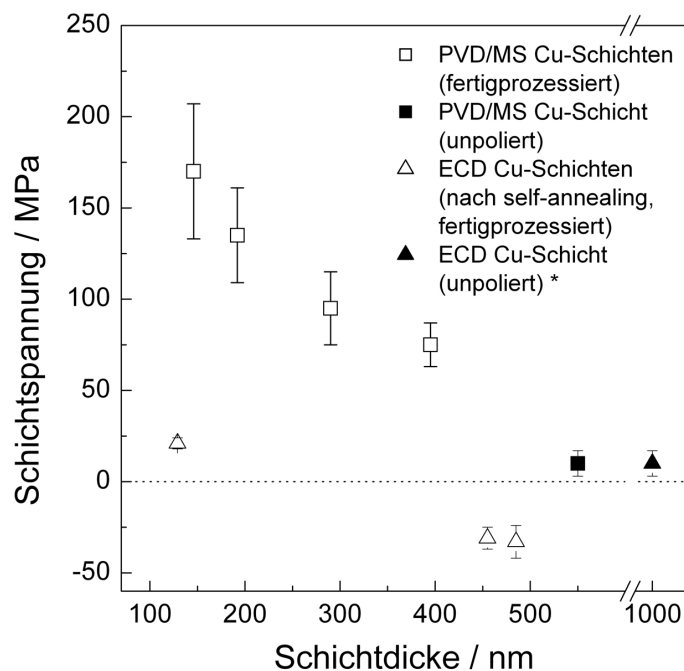


**Abb. 4.23** Schnitt durch die  $\{111\}$ -Polfigur von einer ECD- sowie von einer PVD/MS-Cu-Schicht nach dem chemisch-mechanischen Polieren.

niedrigt. Dies ist auf das geringere Streuvolumen für die Röntgenstrahlung aufgrund der niedrigeren Zwillingsdichte zurückzuführen.

#### 4.2.3 Schichtspannungen

Die Eigenspannungen der abgeschiedenen Cu-Schichten wurden pro Wafer an jeweils einem einzelnen Test-IDT röntgenographisch bestimmt. Der Test-IDT enthält neben der ausgedehnten Metallisierung auch 200 kammartig angeordnete Elektroden (siehe Abb. 3.2). Es ist nicht auszuschließen, dass die Spannungsentwicklung während des Schichtwachstums und der auftretenden Gefügeumwandlungen in diesen beiden Bereichen unterschiedlich sein kann. Aufgrund der Ausdehnung des Brennflecks des Röntgenstrahles ( $> 1 \text{ mm}^2$ ), ist es jedoch nicht möglich, die beiden Orte getrennt voneinander zu erfassen, wodurch die Messung nur eine gemittelte Spannung des erfassten Schichtvolumens repräsentiert. Abb. 4.24 stellt die gemessenen Eigenspannungswerte der Wafer in Abhängigkeit von der Endschichtdicke nach dem CMP-Prozess dar. Die ausgefüllten Symbole bezeichnen jeweils Proben, deren Schichtspannung nach der Cu-Abscheidung im unpolierten Zustand gemessen wurde. Für die ECD-Schichten betrug die Abscheidedicke bei allen Proben  $1 \mu\text{m}$ , während bei den PVD/MS-Schichten je nach Grabentiefe Dicken zwischen  $500 \text{ nm}$  und  $700 \text{ nm}$  aufgetragen wurden. Bei den ECD-Schichten war zum Zeitpunkt der Spannungsmessung die typischerweise nach der Abscheidung auftretende vollständige Gefügeumwandlung bereits abgeschlossen. Dieser Endzustand wird in der Literatur mit dem Auftreten geringer Druck- bzw. leichter Zugspannungen in Verbindung gebracht [33]. Ein solches Verhalten kann auch bei den vorliegenden ECD-Schichten nachgewiesen werden. Der Spannungswert der unpolierten ECD-Schicht liegt bei  $+10 \pm 6 \text{ MPa}$ . Auch nach der Politur sind die Schichten spannungsarm, wobei die beiden dickeren Proben unter leichter Druck- (SAW110,  $-33 \pm 9 \text{ MPa}$ ; SAW111,  $-31 \pm 6 \text{ MPa}$ ), die dünnere Probe dagegen unter geringer Zugspannung (SAW105,  $+21 \pm 3 \text{ MPa}$ ) steht. Zusammen mit dem Spannungswert



**Abb. 4.24** Schichtspannungen in der Cu-Metallisierung in Abhängigkeit von der Endschichtdicke nach Fertigprozessierung. Zu Vergleichszwecken sind für beide Verfahren auch Werte im unpolierten Zustand eingetragen (\* nach [140]).

der unpolierten ECD-Cu-Schicht schwanken die Werte um den spannungsfreien Zustand (0 MPa), sodass sich bei ECD-Schichten keine signifikante Schichtdickenabhängigkeit der Eigenspannungen ergibt.

Anders verhalten sich hingegen magnetrongesputterte Cu-Schichten. Im abgeschiedenen Zustand weisen die PVD/MS-Schichten ein feinkörniges Gefüge mit einer monomodalen Korngrößenverteilung auf und sind spannungsarm (siehe Abb. 4.24). Nach der Politur können an den nunmehr dünneren Schichten signifikant erhöhte Zugspannungen gemessen werden, die anscheinend mit abnehmender Schichtdicke ansteigen (SAW103,  $+75 \pm 12$  MPa, SAW106,  $+170 \pm 37$  MPa), was allerdings bei Berücksichtigung der Messunsicherheiten noch nicht zweifelsfrei geklärt werden kann. Wie bereits im vorhergehenden Abschnitt 4.2.2 ausführlich erläutert, verändert sich während bzw. nach dem CMP-Prozess das Gefüge der PVD/MS-Cu-Schichten durch abnormales Kornwachstum hin zu einer bimodalen Korngrößenverteilung, sodass hier möglicherweise ein Zusammenhang hergestellt werden kann. Das Kornwachstum geht mit einer Materialverdichtung einher, bei der während der Abscheidung entstandene Poren oder im vernichteten Korngrenzenvolumen enthaltener Leerraum beseitigt werden. Dieser Prozess ist mit der Bildung von Zugspannungen in der Schicht verbunden, die normalerweise bei erhöhten Temperaturen (im Fall einer Wärmebehandlung) durch Eindiffusion von Material der Oberfläche oder durch Porenbildung an Tripelpunkten [143] verringert werden können. Die vorliegende Gefügeveränderung findet hingegen bei Raumtemperatur statt, sodass Diffusionsprozesse generell stark verlangsamt und somit die Zugspannungen quasi eingefroren sind.

Für die Herstellung kommerzieller SAW-Bauelemente ist die Abscheidung spannungsarmer Schichten anzustreben, was mit beiden Herstellungsverfahren möglich ist. ECD-Schichten sind nach abgeschlossenem *self-annealing* spannungsarm, für PVD/MS-Schichten kann das Gefüge durch einen Wärmebehandlungsschritt nach der Abscheidung stabilisiert und damit ebenfalls spannungsarm gehalten werden. Sind die Metallisierungen



hingegen verspannt, kann eine Relaxation der Spannungen während des SAW-Betriebes auftreten (z.B. durch erhöhte Umgebungstemperaturen), sodass die Frequenzcharakteristik sowie die Langzeitstabilität des Bauelementes nachteilig beeinflusst werden können [144].

#### 4.2.4 Kristallographische Textur

Die kristallographische Textur der abgeschiedenen Schichten wurde röntgenographisch mit dem *Bragg-Brentano*-Verfahren erfasst. Dazu wurden in einem vereinfachten Verfahren aus den Flächen der auftretenden Interferenzen die prozentualen Volumenanteile der auftretenden Texturkomponenten bestimmt (Tabelle 4.4). Die drei Wafer mit ECD-Cu-Metallisierung weisen nach der Gefügeumwandlung im stabilen Zustand in zwei Fällen (SAW111, SAW110) eine sehr strenge  $\{111\}$ -Fasertextur auf. Beim dritten Wafer SAW105 ist die Texturschärfe etwas geringer, die  $\{111\}$ -Vorzugsorientierung ist allerdings noch immer sehr deutlich. Als weitere Orientierungsanteile neben der (111)-Komponente treten

**Tab. 4.4** Abgeschätzte Volumenanteile auftretender Texturkomponenten der hergestellten Wafer. Probe SAW102 repräsentiert eine PVD/MS-Cu-Schicht im Ausgangszustand (unpoliert).

Wafer-Nr.	Präparationsverfahren	Volumenanteil in [%]			
		(111)	(200)	(220)	(311)
SAW102 (AZ)	PVD/MS	97	1	1	1
SAW106	PVD/MS	94	2	3	1
SAW100	PVD/MS	94	1	3	2
SAW112	PVD/MS	97	1	1	1
SAW103	PVD/MS	96	1	1	2
SAW105	ECD	71	7	14	8
SAW111	ECD	95	3	1	1
SAW110	ECD	93	5	1	1

in den Diffraktogrammen nur die Komponenten (200), (220) und (311) mit einem sehr geringen prozentualen Anteil auf. Inwieweit bereits vor dem *self-annealing* diese strenge Vorzugsorientierung vorliegt, ist nicht bekannt. Ähnliche Untersuchungen an ECD-Cu-Schichten zeigten jedoch für den Zustand vor der Umwandlung, dass in Abhängigkeit von den Abscheideparametern (Stromdichte, Temperatur, Additivgehalt des Elektrolyten) sowie des verwendeten Unterlagesystems auch andere, höher indizierte Vorzugsorientierungen auftreten können [140].

Ebenso wie die elektrochemisch abgeschiedenen Cu-Schichten sind auch die gesputterten Metallisierungen sehr streng  $\{111\}$ -fasertexturiert. Das trifft sowohl auf den Ausgangszustand (SAW102 in Tabelle 4.4) als auch auf den Zustand nach dem un stetigen Kornwachstum zu (SAW106 - SAW103) und zeigt daher, dass es sich bei den wachsenden Körnern hauptsächlich um  $\{111\}$ -Körner handelt, die aus einer bevorzugt  $\{111\}$ -orientierten Matrix heraus wachsen. Der Kornwachstumsprozess ist demnach nicht mit einer Änderung der Vorzugsorientierung in der Schicht verbunden.

In der Literatur gibt es Hinweise darauf, dass sich in Gräben mit einem hohen Aspektverhältnis (tiefer als breit), bei ECD-Schichten eine zusätzliche (111)-Texturkomponente parallel zur Normalen der Seitenwand des Grabens (sog. Seitenwandtextur) herausbilden kann [145]. In Gräben mit niedrigem Aspektverhältnis wurde dies allerdings noch nicht beobachtet und auch bei den hier untersuchten ECD-Schichten tritt eine solche zusätzliche Orientierungskomponente nicht auf, was anhand von EBSD-Messungen geprüft wurde.

### Ursachen des Kornwachstumsprozesses

Bei der zusammenfassenden Reflexion der Ergebnisse bezüglich des durch den CMP-Prozess ausgelösten abnormalen Kornwachstums in PVD/MS-Cu-Schichten ergeben sich die folgenden Fakten:

- Das Wachstum beginnt bereits während bzw. unmittelbar nach dem CMP-Prozess und endet zu beliebigen Zeitpunkten ohne eine vollständige Umwandlung des Gefüges.
- Es erfolgt bei Raumtemperatur, da der CMP-Prozess nicht mit einer Temperaturerhöhung verbunden ist und keine Wärmebehandlung durchgeführt wurde.
- Die Körner wachsen zunächst von der unteren Grenzfläche zur Oberfläche, dann lateral (Abb. 4.21).
- Es handelt sich um ein bevorzugtes Wachstum  $\{111\}$ -orientierter Körner aus einer bereits stark  $\{111\}$ -orientierten Matrix, die Vorzugsorientierung ändert sich nicht.
- Die Zwillingsdichte in den vergrößerten Körnern ist bei PVD/MS-Cu-Schichten, verglichen mit ECD-Cu-Schichten, niedriger (Abb. 4.22 und 4.23).
- Das Kornwachstum geht möglicherweise mit einer Erhöhung der Zugspannungen in der Schicht einher (Abb. 4.24).

Wenngleich das Erscheinungsbild des Kornwachstumsprozesses an einigen Stellen Unterschiede zum *self-annealing* bei elektrochemisch hergestellten Cu-Schichten offenbart, so muss der materialphysikalische Hintergrund dennoch ähnlich sein. Ziel der Gefügeveränderung ist in beiden Fällen die Minimierung der freien Energie der Schicht. Nach dem Modell von *Thompson* bestimmen folgende Energieanteile die Rate des Kornwachstums [146]:

$$\frac{dr}{dt} = M \left[ \gamma_{gb} \left( \frac{1}{\bar{r}_{mg}} - \frac{1}{r_{gg}} \right) + \frac{2\Delta\gamma}{h} + \Delta F_{\epsilon} \right], \quad (4.3)$$

wobei  $M$  die temperaturabhängige Mobilität der Korngrenze darstellt.  $\gamma_{gb}$  ist die spezifische Korngrenzenenergie,  $\bar{r}_{mg}$  und  $r_{gg}$  sind der mittlere Kornradius der Matrixkörner sowie der Radius des wachsenden Korns,  $h$  ist die Schichtdicke,  $\Delta\gamma = \gamma_{gg} - \bar{\gamma}_{mg}$  wobei  $\gamma_{gg}$  die Energie der oberen und unteren Grenzfläche des wachsenden und  $\bar{\gamma}_{mg}$  den entsprechenden Energiebetrag der Matrixkörner angibt. Schließlich bezeichnet  $\Delta F_{\epsilon}$  die Differenz der Verzerrungsenergie zwischen wachsendem Korn und Matrixkorn. Der erste Term der Gleichung gibt die immer vorhandene Triebkraft zur Reduktion der Gesamtkorngrenzenfläche im Material an. Eine vereinfachte Abschätzung dieser Triebkraft  $n$  kann nach folgender Gleichung [34] vorgenommen werden:

$$n = \frac{3\gamma_{gb}}{d}. \quad (4.4)$$

Bei Annahme würfelförmiger Körner mit einer Korngröße  $d = 100$  nm und einer Korngrenzenenergie  $\gamma_{Cu} = 0,7$  J/m<sup>2</sup> [147] ergibt sich eine Triebkraft von  $2,1 \cdot 10^7$  J/m<sup>3</sup>. Dieser Wert ist um einige Größenordnungen höher als bei Massivmaterialien und muss daher als

Hauptursache für das Kornwachstum in Betracht gezogen werden. Die gespeicherte Verzerungsenergie  $\Delta F_\epsilon$  wird sich hingegen durch das Kornwachstum nicht wesentlich verringern, da die wachsenden Körner, ebenso wie die Matrix, hauptsächlich  $\{111\}$ -orientiert sind. Um die Verzerrungsenergie zu minimieren, müssten bevorzugt  $\{100\}$ -orientierte Körner wachsen. Ein Beitrag, der nicht vernachlässigt werden kann, ist die Energie der oberen Grenzfläche der Körner. Durch den CMP-Prozess werden zahlreiche Defekte wie Versetzungen oder Leerstellen in die oberflächennahen Bereiche der Schicht eingebracht, wodurch sich deren Energie erhöht und eine zusätzliche Triebkraft entsteht. Dies könnte als Anlass des Kornwachstumsprozesses in Frage kommen, wogegen allerdings spricht, dass im Wesentlichen ein von der unteren Grenzfläche ausgehendes Kornwachstum beobachtet wurde. Die Zunahme der Zugspannungen in der Schicht aufgrund der Materialverdichtung durch die Kornvergrößerung ist ebenfalls ein energieerhöhender Mechanismus, der im Normalfall nicht freiwillig ablaufen würde. Allerdings ist immer die Gesamtenergie entscheidend, so dass bei einem hohen Energiegewinn durch Verringerung der Korngrenzenfläche eine geringe Zunahme der Spannungen möglicherweise verkraftbar wäre. Es lässt sich somit zusammenfassen, dass die energetischen Beiträge für das abnormale Kornwachstum weitgehend nachvollziehbar sind, obwohl der genaue Anlass, der sich aus dem CMP-Prozess ergeben muss, nicht abschließend aufgeklärt werden konnte.



# 5 SAW-relevante Eigenschaften

## 5.1 Lebensdauerbestimmung

SAW-Bauelemente zeigen unter dem Einfluss hoher Leistungspegel eine Alterung. Sie ist auf die Schädigung der Metallisierung durch Akustomigration zurückzuführen und führt zu einer Verschiebung der Synchronfrequenz. Bei der Lebensdauerbestimmung an SAW-Bauelementen werden die Strukturen gezielt einer beschleunigten Degradation ausgesetzt. Die Zeit bis zum Erreichen von definierten Schädigungskriterien wird als Lebensdauer bezeichnet. Als Kriterium wird im Allgemeinen die Synchronfrequenzverschiebung herangezogen. Da sich durch die Akustomigration auch der elektrische Widerstand der Metallisierung erhöht, kann dieser ebenfalls als Schädigungskriterium genutzt werden um den Degradationsprozess zu charakterisieren. Für den praktischen Einsatz wird jedoch immer entscheidend sein, wie sich die Frequenzcharakteristik des Bauelementes ändert. In den beiden folgenden Abschnitten werden zunächst die Schädigungskriterien Widerstandserhöhung und Frequenzverschiebung diskutiert, bevor danach die Lebensdauerergebnisse vorgestellt werden.

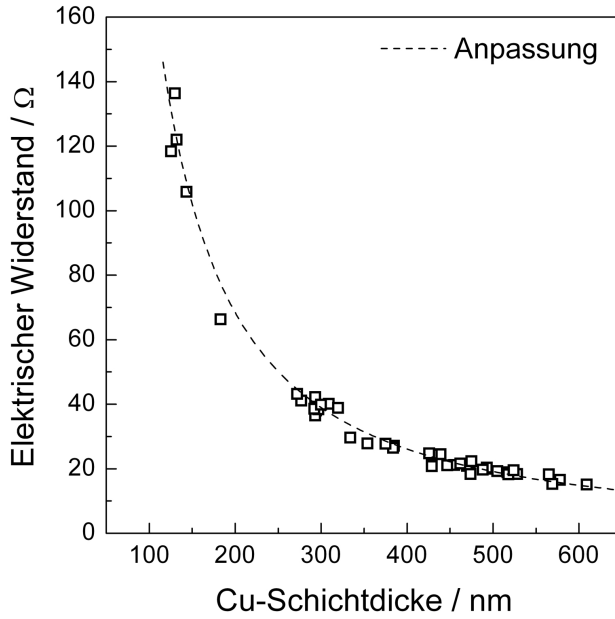
### 5.1.1 Schädigungskriterien

#### Änderung des elektrischen Widerstandes

Aus der Veränderung des elektrischen Schichtwiderstandes infolge der Akustomigration kann die Lebensdauer der SAW-Damascenstrukturen bestimmt werden. Zur Messung des Widerstandes enthält die SAW-Teststruktur (siehe Abschnitt 3.1) je vier Leiterbahnen mit definierter Länge (ca. 1500  $\mu\text{m}$ ) und Breite (ca. 3,8  $\mu\text{m}$ ). Lediglich die unterschiedlichen Schichtdicken der Proben führen dazu, dass die elektrischen Widerstände der verschiedenen Proben im Ausgangszustand variieren. Diagramm 5.1 stellt den Mittelwert der Anfangswiderstände  $R$  der auf jeder Teststruktur enthaltenen vier Leiterbahnen in Abhängigkeit von der Cu-Schichtdicke  $h$  dar. Mit abnehmender Dicke steigt der Widerstand mit der Abhängigkeit  $1/h$  an. Beschrieben wird dies durch die Gleichung

$$R = \frac{\rho \cdot l}{A} = \frac{\rho \cdot l}{h \cdot b}, \quad (5.1)$$

welche den Zusammenhang zwischen Geometrie ( $A$  - Querschnittsfläche der Leiterbahn,  $l$  - Länge,  $b$  - Breite,  $h$  - Dicke der Leiterbahn), Materialeigenschaft ( $\rho$  - spezifischer elektrischer Widerstand) und elektrischem Widerstand  $R$  der Leiterbahn herstellt. Für dicke



**Abb. 5.1** Elektrische Widerstände der auf den Teststrukturen enthaltenen Cu-Leiterbahnen in Abhängigkeit von der Schichtdicke. Jeder Punkt repräsentiert den Mittelwert von vier Leiterbahnen.

Schichten mit  $h \geq 1 \mu\text{m}$  ist der Widerstand bei konstantem  $\rho$  ausschließlich von der Geometrie des Leiters abhängig (Länge, Breite, Dicke). Im Fall sehr dünner Schichten weist jedoch auch der spezifische elektrische Widerstand  $\rho$  eine Dickenabhängigkeit auf. So setzt sich der spezifische elektrische Widerstand bei Metallen aus zwei Anteilen zusammen, einem temperaturabhängigen Anteil sowie einem Streuteil (*Matthiesen'sche Regel* [148]). Der Streuteil kommt hauptsächlich durch Gitterfehler zustande. Bei sehr dünnen Schichten ergeben sich zusätzliche Streuteile durch geometrisch bedingte Größeneinflüsse und zwar insbesondere dann, wenn eine Dimension des Leiters in die Größenordnung der mittleren freien Weglänge der Elektronen kommt ( $\eta_{e,Cu} = 40 \text{ nm}$ ).

Für die Widerstandserhöhung ist sowohl die Streuung und die Reflexion an äußeren Grenzflächen [149, 150], als auch die Streuung der Elektronen an inneren Grenzflächen (z.B. Korngrenzen) [151] verantwortlich. Bei Kombination dieser Beiträge lassen sich experimentelle Widerstandsdaten, die an schmalen Leiterbahnen gewonnen wurden, hinreichend gut beschreiben [152]. Bei einer Verringerung der Leiterbahnbreite unter ca. 500 nm beginnt der spezifische elektrische Widerstand signifikant anzusteigen, was zeigt, dass hier die zusätzlichen Streuteile stark an Bedeutung gewinnen. Da sich die Dicken der in der vorliegenden Arbeit untersuchten Schichten in diesem kritischen Größenbereich befinden, muss auch hier mit einer Dickenabhängigkeit des spezifischen elektrischen Widerstandes gerechnet werden. Mit konstanter Länge  $l$  und Breite  $b$  der Leiterbahn, lässt sich Gleichung 5.1 umschreiben zu

$$R = \text{const} \cdot \frac{1}{h} \cdot \rho(h). \quad (5.2)$$

Der elektrische Widerstand  $R$  ist in erster Näherung proportional zu  $1/h^k$  mit  $k < 1$  wonach die Messwerte in Abb. 5.1 durch eine Funktion der Art  $f = a \cdot \frac{1}{h^b}$  angepasst werden kann. Für den Exponenten  $b$  ergibt sich dabei ein Wert von 1,4. Die Abweichung von eins zeigt die zusätzliche Abhängigkeit des spezifischen elektrischen Widerstandes von der Schichtdicke. Aufgrund der Unsicherheit der Messwerte stellt der Wert jedoch nur eine

grobe Abschätzung dar. Die wichtigste Quelle für Unsicherheiten ist die Schichtdickenmessung, da die Werte nicht an den Widerstandsleiterbahnen selbst, sondern an den Test-IDTs bestimmt wurden (siehe auch Abschnitt 4.2.1). Ähnliches gilt für Dickenschwankungen innerhalb der Leiterbahnen, die so ebenfalls nicht berücksichtigt werden konnten.

Die Auswirkungen des bei dünneren Schichten erhöhten spezifischen elektrischen Widerstandes auf die akustischen Eigenschaften der SAW-Strukturen liegen darin, dass ein höherer Elektrodenwiderstand zu steigenden Ohmschen Verlusten und damit zu zusätzlicher Ausbreitungsdämpfung führt.

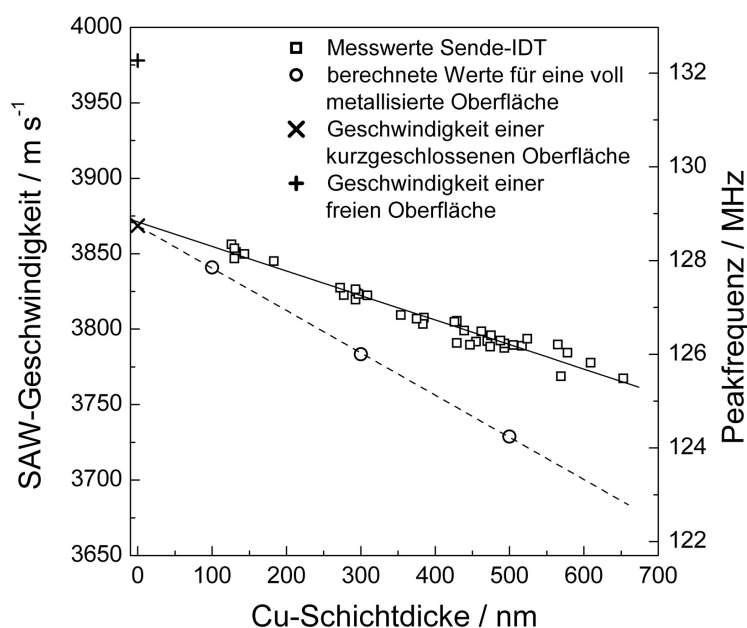
Die bei der Degradation der Metallisierung zu beobachtende Erhöhung des elektrischen Widerstandes  $R$  ist im Wesentlichen auf die Veränderung des spezifischen elektrischen Widerstandes  $\rho$  zurückzuführen. Durch die Akustomigration verringert sich die Kompaktheit der Cu-Schicht. Es entstehen eine Vielzahl feiner Poren und makroskopischer Löcher die zu einem erhöhten Streuanteil der Elektronen und damit zu einer Erhöhung von  $\rho$  führen. Zusätzlich ist  $\rho$  jedoch auch von der Schichtdicke abhängig, sodass es sich bei der Schädigung dünner Schichten stärker erhöht als bei vergleichbarer Schädigung dickerer Schichten. Aus diesem Grund ist die Widerstandserhöhung als Schädigungskriterium nur zum Vergleich von Metallisierungen gleicher Schichtdicke, nicht aber für verschieden dicke Schichten geeignet.

### Änderung der Synchronfrequenz

Die Phasengeschwindigkeit einer Rayleighwelle in Kupfer ist geringer als die einer vergleichbaren Welle in  $\text{LiNbO}_3$ . Das System  $\text{Cu/LiNbO}_3$  stellt daher den Fall einer langsamen Schicht auf einem schnellen Substrat dar<sup>1</sup>. Die Wellengeschwindigkeit nimmt mit Zunahme der relativen Schichtdicke der Cu-Schicht bezogen auf die Wellenlänge  $h/\lambda$  ab. Dabei nähert sie sich ausgehend von der Geschwindigkeit des Substrats  $v_{RS}$  für sehr dicke Schichten asymptotisch dem Wert für reines Cu  $v_{RF}$  [3]. Obgleich die relative Schichtdicke der untersuchten Proben sehr gering ist ( $h < 600 \text{ nm}$ ,  $\lambda \approx 30 \text{ }\mu\text{m}$ ,  $h/\lambda < 0,02$ ), tritt dennoch eine deutliche Dispersion<sup>2</sup> in diesem Dickenbereich auf, da die Cu-Schicht in diesem Fall neben dem elektrischen Kurzschluss der Oberfläche praktisch eine Massebelastung des Substrats darstellt. Abb. 5.2 zeigt die aus der zu Beginn des Lebensdauerexperimentes gemessenen Synchronfrequenz des Sende-IDT mit der Beziehung aus Gleichung 2.1 berechneten Wellengeschwindigkeiten in Abhängigkeit von der untersuchten Elektroden-schichtdicke. Der Darstellung ist zu entnehmen, dass sich die Geschwindigkeit im untersuchten Cu-Schichtdickenbereich von 125 nm bis 650 nm um etwa 90 m/s verringert, die Proben also von Beginn an bereits eine um etwa 3 MHz variierende Synchronfrequenz aufweisen. Die theoretisch berechneten Werte [77] ergeben eine Kurve, die stärker von der Dicke abhängt. Dies liegt daran, dass die Berechnung für eine voll metallisierte Oberfläche durchgeführt wurde, während die Proben ein Metallisierungsverhältnis von 0,5 besitzen. Strenggenommen besitzt die Dispersion der SAW-Geschwindigkeit in Abhängigkeit

<sup>1</sup>Für diese Betrachtungen werden die vorhandenen Barrierschichten aufgrund ihrer geringen Dicke vernachlässigt.

<sup>2</sup>Üblicherweise bezeichnet der Begriff *Dispersion* die Abhängigkeit der Geschwindigkeit von der Wellenlänge. Abweichend davon wird er hier verwendet, um den Einfluss der Schichtdicke auf die SAW-Geschwindigkeit im Anregungsgebiet zu beschreiben.



**Abb. 5.2** Dispersion der Rayleighwellengeschwindigkeit der untersuchten SAW-Damascenstrukturen in Abhängigkeit von der Cu-Schichtdicke. Zusätzlich sind berechnete Werte im Diagramm eingezeichnet, die im Text erläutert werden [77].

von der Schichtdicke keinen linearen Zusammenhang, er kann aber aufgrund der geringen Schichtdicken an dieser Stelle als solcher aufgefasst werden. Beide Kurven treffen sich in einem markanten Punkt, der die Geschwindigkeit einer kurzgeschlossenen Substratoberfläche ( $v_{kurz}=3868,5 \text{ m/s}$  [3]) mit der Dicke  $h \rightarrow 0$  darstellt. Ebenfalls im Diagramm angegeben ist der Geschwindigkeitswert für eine freie Oberfläche,  $v_{frei}$ , der im Fall von  $\text{LiNbO}_3$  ca. 2,8 % höher bei  $3978,0 \text{ m/s}$  liegt [3]. Der Unterschied hängt mit der Verkopplung der mechanischen und elektrischen Eigenschaften im piezoelektrischen Substrat zusammen. Bei freier Oberfläche führen die Wellen neben der mechanischen Komponente auch ein elektrisches Feld mit sich, das zusätzliche Energie speichert und dadurch das Material zusätzlich versteift, sodass sich die Wellengeschwindigkeit erhöht. Verglichen mit anderen Piezoelektrika ist diese Kopplung bei  $\text{LiNbO}_3$  relativ stark ausgeprägt [3].

Durch die Degradation der Cu-Metallisierung aufgrund einer Leistungsbelastung kommt es zur Verschiebung der Synchronfrequenz zu niedrigeren Werten. Dies liegt daran, dass die elastischen Eigenschaften und damit der strukturelle Aufbau der Cu-Schicht die SAW-Geschwindigkeit beeinflussen. Durch die Schädigung wird aus der ehemals homogenen Schicht eine heterogene Anordnung von Kompaktmaterial und Poren bzw. Löchern (siehe z.B. Abb. 6.10). Damit verändern sich sowohl die mittlere Dichte als auch gleichzeitig die elastischen Eigenschaften des Materials. Es wurde versucht, die Eigenschaftsänderungen für eine Cu-Metallisierung variierender Schichtdicke abzuschätzen, um daraus den Einfluss auf das Gesamtsystem  $\text{Cu/LiNbO}_3$  bezüglich der SAW-Geschwindigkeit zu ermitteln. Dazu muss zunächst ein effektiver Elastizitätsmodul (E-Modul) in Abhängigkeit von der Porosität ermittelt werden, wofür in der Pulvermetallurgie verschiedene Modelle zur Beschreibung dieses Zusammenhanges bekannt sind. Während bei der Schädigung durch Akustomigration Poren gebildet werden, verbleibt beim Sintern eine Restporosität im Werkstoff. Die Verteilung der Poren im Material sowie deren Größe ist unterschiedlich. Beim Sintern bleiben sehr viele Poren zurück die homogen verteilt und sehr klein sind, während die Akustomigration in der Cu-Schicht zu einer inhomogenen Verteilung der Poren



mit einer breiteren Größenverteilung führt. Meist haben die Poren Kontakt zur Ober- bzw. Grenzfläche. Im Ergebnis kommt es jedoch sowohl beim Sintern als auch bei der Degradation durch Akustomigration zu einer Abweichung der Materialeigenschaften von denen homogenen Kompaktmaterials. Aus diesem Grund werden die aus der Sintertechnologie bekannten Modelle auf die vorliegende Problemstellung angewendet. Der Zusammenhang zwischen effektivem E-Modul  $E^*$  und der Porosität  $\Theta$  kann nach *German* durch ein Potenzgesetz ausgedrückt werden [153]:

$$E^* = E_0 (1 - \Theta)^a \quad (5.3)$$

Dabei entspricht  $E_0$  dem E-Modul des Kompaktmaterials, während der Exponent  $a$  ein Strukturparameter ist, der zwischen 0,3 und 4 variieren kann. Er dient zur Berücksichtigung von Porengröße, -form und -abstand in der Gleichung. Zur Beschreibung einer geschädigten SAW-Metallisierung ist der Ansatz jedoch ungeeignet, da die Verteilung der Löcher und Poren nur schwer fassbar ist. Je nach Wahl des Exponenten lassen sich sehr unterschiedliche Abhängigkeiten erzeugen. Geeigneter erscheint das Modell nach *Ramakrishnan* und *Arunachalam* (RA-Modell [154]), das von einer Hohlkugel ausgeht, deren innerer Hohlraum der Porosität entspricht. Bei der Anordnung einer Vielzahl dieser Hohlkugeln unterschiedlicher Größe ergibt sich für den effektiven E-Modul die Gleichung

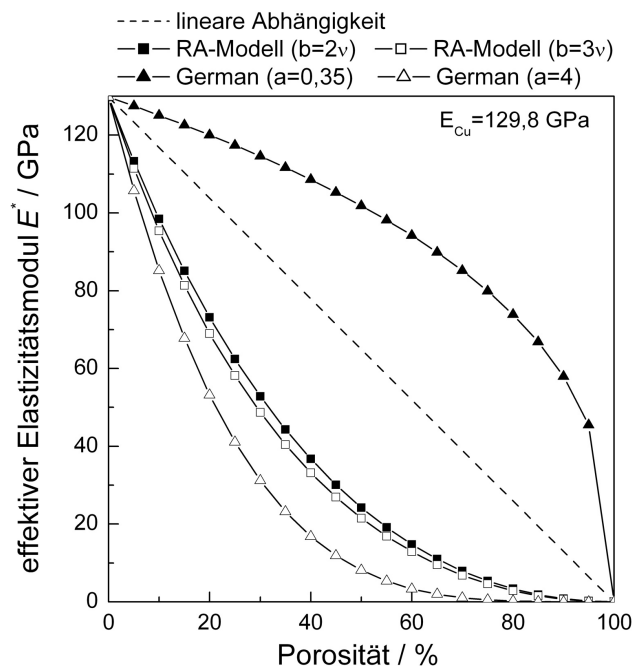
$$E^* = \frac{E_0(1 - \Theta)^2}{1 + b\Theta} \quad \text{mit } b = (2...3)\nu \quad (5.4)$$

( $\nu$  - Querkontraktionszahl).

Dieses Modell setzt voraus, dass die Poren hinsichtlich Größe, Form und Ort zufällig verteilt sind, wodurch in der Gleichung kein Strukturparameter auftritt und der effektive E-Modul allein aus der Porosität und der Querkontraktionszahl des Kompaktmaterials berechnet werden kann. Die Verläufe beider Modelle sind für Cu in Abb. 5.3 dargestellt. Als E-Modul wurde der Wert für polykristallines Kompaktmaterial gewählt ( $E_{Cu} = 129,8$  GPa, [11]). Die beiden Kurven des *German*-Modells zeigen, wie stark die Wahl des Strukturparameters  $a$  das Ergebnis beeinflussen kann. Die Abhängigkeiten nach dem RA-Modell befinden sich innerhalb dieser Extremwerte, weichen aber ebenfalls deutlich vom linearen Zusammenhang ab. Mit beginnender Porosität ist ein sehr steiler Abfall des effektiven E-Moduls bei geringer Zunahme der Porosität ablesbar, was zeigt, dass sich insbesondere die Anfänge einer Schädigung stark auf die mechanischen Eigenschaften der Metallisierung auswirken. Dies konnte auch mit den experimentellen Ergebnissen bei der Leistungsbelastung von IDT-Strukturen nachvollzogen werden.

Trotz seiner starken Vereinfachungen wurde für die folgenden Bestimmungen der SAW-Geschwindigkeiten der effektive E-Modul nach dem idealisierten RA-Modell mit  $b = 2\nu$  zugrundegelegt. Die Abschätzung [77] erfolgte für eine voll metallisierte Cu-Oberfläche mit den Dicken 100 nm, 300 nm und 500 nm und einer Porosität zwischen 0 % und 40 % die den experimentellen Gegebenheiten bei einer Schädigung entspricht. Folgende zusätzliche Vereinfachungen bzw. Annahmen wurden getroffen:

- Um die Masse des Metallbelags zu erhalten, wurde die bei zunehmender Porosität abnehmende Dichte mit einem entsprechenden Dickenzuwachs kombiniert (Erhaltung der Masse,  $\rho_{Cu} = 8,96 \text{ g/cm}^3$  [13]).

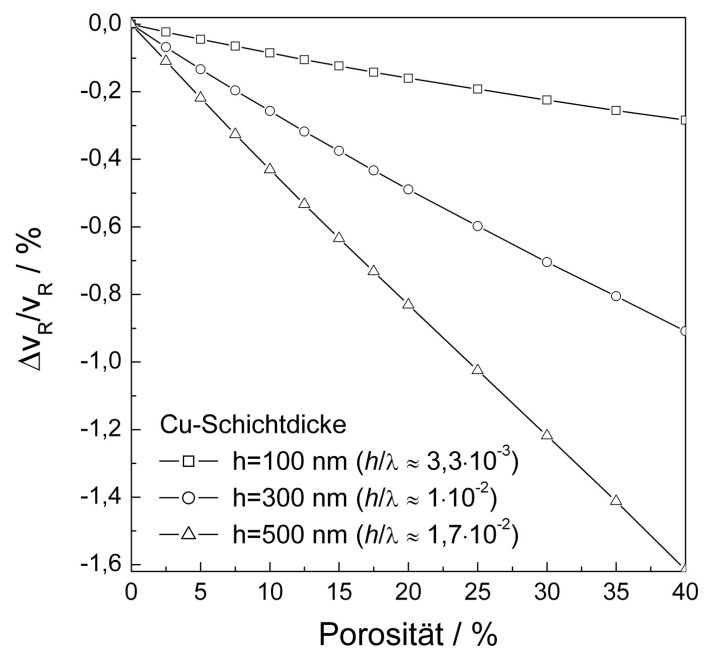


**Abb. 5.3** Porositätsabhängigkeit des effektiven E-Moduls  $E^*$  für polykristallines Cu, nach [153] und [154].

- Der E-Modul für untexturiertes Kompaktmaterial ( $E_{Cu} = 129,8 \text{ GPa}$ ) wurde angenommen. Da es sich jedoch um Dünnschichten mit einer starken  $\{111\}$ -Vorzugsorientierung handelt, dürfte der tatsächliche E-Modul deutlich höher liegen.
- Die Querkontraktionszahl des untexturierten Kompaktmaterials  $\nu=0,34$  wurde als porositätsunabhängig angenommen und damit bei den Berechnungen nicht verändert.
- Der Einfluss von Barrierschichten wurde in der Abschätzung nicht berücksichtigt.

Die Ergebnisse der Rechnung sind in Abb. 5.4 gezeigt. Mit zunehmender Porosität der Metallisierung verringert sich die Geschwindigkeit der Rayleighwellen im metallisierten Gebiet, da der E-Modul von Cu abnimmt. Weiterhin ist sichtbar, dass mit zunehmender Dicke der Cu-Schicht die Geschwindigkeit bei gleicher prozentualer Porosität stärker sinkt. Dies bedeutet, dass der gleiche Schädigungsgrad im Falle einer dicken Schicht eine stärkere Frequenzverschiebung hervorruft, das Versagenskriterium also eher erreicht wird. Beim Vergleich mit experimentellen Ergebnissen muss natürlich berücksichtigt werden, dass die Zahlenwerte für eine voll metallisierte Oberfläche berechnet wurden. Bei einer Elektrodenanordnung mit einem bestimmten Metallisierungsverhältnis würde sich aufgrund der konstanten Geschwindigkeit der freien Oberfläche zwischen den Elektroden die Gesamtgeschwindigkeit des Systems in geringerem Maße ändern. In jedem Fall ist jedoch auch bei den untersuchten Proben der Lebensdauerermessung der qualitative Zusammenhang zwischen Porosität, Cu-Schichtdicke und Frequenzbeeinflussung gültig und kann die Messergebnisse als Fehlerquelle beeinflussen (siehe Abschnitt 5.1.5).

**Abb. 5.4** Relative Änderung der Rayleighwellengeschwindigkeit  $v_R$  im System Cu/LiNbO<sub>3</sub> in Abhängigkeit von der Porosität für eine voll metallisierte Oberfläche bei drei verschiedenen Cu-Schichtdicken [77]. Bei der Berechnung der effektiven elastischen Eigenschaften wurde das RA-Modell zugrundegelegt [154].



### 5.1.2 Variation von Temperatur und SAW-Leistung

#### Vorbetrachtungen

Die Lebensdauermessungen wurden unter Bedingungen durchgeführt, die ein Erreichen des Schädigungskriteriums durch gezielte Degradation der Cu-Metallisierung in vernünftigen Zeiten ( $\leq 14$  Tage) ermöglichten (beschleunigende Versuchsbedingungen). Zum einen wurden Versuche durchgeführt bei denen die Heizertemperatur  $T_H$  konstant bei 100 °C gehalten wurde und die zugeführte SAW-Leistung  $P$  variiert wurde (3 W, 3,5 W, 4 W). Zum anderen wurde die SAW-Leistung  $P$  bei 3 W konstant gehalten und die Heizertemperatur  $T_H$  verändert (60 °C, 80 °C, 100 °C, 120 °C, 140 °C). Damit ergeben sich insgesamt sieben verschiedene Messbedingungen (die Kombination 100 °C/3 W tritt zweimal auf). Jeder der beiden auf einer Probe enthaltenen Test-IDTs wird mit der angegebenen SAW-Leistung belastet. Dies bedeutet, dass am Sende-IDT die doppelte Leistung eingespeist wird, die dann, aufgrund der Bidirektionalität des Sende-IDTs, beidseitig zu je 50 % verteilt wird. Die belastungsrelevante Größe, die durch die Leistung bestimmt wird, ist die Amplitude  $K$  der SAW-Welle die wiederum mit der Dehnung in der Metallisierung linear verknüpft ist. Da die Wellenamplitude und die von der Welle transportierte SAW-Leistung über  $P = K^2$  zusammenhängen, wird die Amplitude bei einer Erhöhung der Leistung von 3 W auf 3,5 W um 8,0 % und bei Änderung von 3,5 W auf 4 W um 6,9 % erhöht. Die verwendeten Leistungswerte stellen eine außergewöhnlich hohe Belastung der Proben und insbesondere der Metallisierung dar, da SAW-Bauelemente im Dauerbetrieb, wie z.B. Frequenzfilter, üblicherweise nur mit Werten im Milliwattbereich betrieben werden.

Die Heizertemperaturen wurden zwischen 60 °C und 140 °C in fünf Schritten variiert. Der größere Variationsbereich mit fünf Temperaturen wurde gewählt, um bei der Ermittlung von Aktivierungsenergien auf mehr Messpunkte zurückgreifen zu können. Dabei ist vor allem wichtig, die Temperatur der Metallisierung genau zu kennen. Die Heizertemperatur  $T_H$

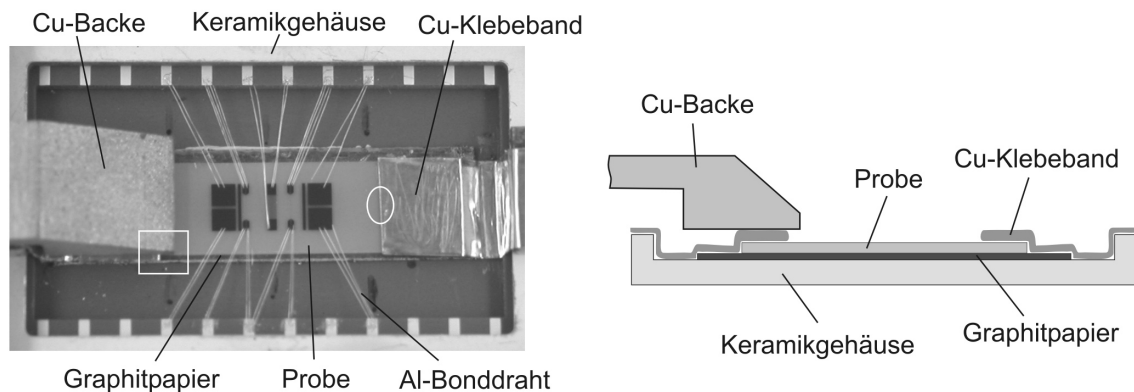
stimmt nicht mit der tatsächlichen Oberflächentemperatur  $T_O$  der Probe am Ort der Metallisierung überein. Um eine gute Wärmeübertragung vom Heizer auf die Probe zu gewährleisten, sind die Probenhalter aus Kupfer gefertigt und die Übergänge Heizplatte/Probenhalter und Probenhalter/SAW-Struktur durch die Verwendung von Graphitpapier mit niedrigen Wärmeübergangswiderständen ausgestattet. Trotzdem ergibt sich ein gewisser Temperaturgradient und damit eine geringere Temperatur der Probenoberfläche. Gleichzeitig wird bei der Einspeisung der SAW-Leistung ein kleiner Teil in Wärme umgewandelt, die wiederum die Oberflächentemperatur erhöht. Die Überlagerung beider Ereignisse ist eine gegenüber der eingestellten Heizertemperatur höhere Temperatur der Oberfläche  $T_O$ . Sie wurde einmalig für jeden Belastungszustand an den beiden Test-IDTs einer Probe mittlerer Schichtdicke (ca. 300 nm) ermittelt und für alle weiteren Versuche als konstant angenommen (siehe Tabelle 5.1). Aus der Tabelle ist ersichtlich, dass bei leistungsabhängiger Bestimmung der

Belastungszustand	Oberflächentemperatur $T_O$ [°C]
100 °C / 3 W	114
100 °C / 3,5 W	118
100 °C / 4 W	122
3 W / 60 °C	77
3 W / 80 °C	95
3 W / 100 °C	114
3 W / 120 °C	131
3 W / 140 °C	152

**Tab. 5.1** Oberflächentemperatur  $T_O$  der Proben bei den jeweiligen Belastungsbedingungen.

Lebensdauer (die ersten drei Zeilen in Tabelle 5.1) die Oberflächentemperatur  $T_O$  trotz konstanter Heizertemperatur  $T_H$  nicht konstant bei 114 °C liegt, sondern mit der Leistung um jeweils 4 K erhöht wird. Dies ist als systematischer Messfehler einzustufen.

Ebenfalls von Bedeutung ist die Temperaturverteilung auf der Probenoberfläche während der Messung. Zum besseren Verständnis ist dazu in Abb. 5.5 ein Teil des Probenhalters mit kontaktierter Probe dargestellt. Zusätzlich ist nebenstehend ein schematischer Querschnitt durch den Messaufbau gezeigt. Sichtbar ist der SAW-Chip, der sich in einem Keramikgehäuse befindet und dessen Elemente (IDTs und Widerstandsleiterbahnen) durch Al-Bonddrähte kontaktiert sind. Die Enden des Chips werden durch Cu-Backen gehalten, wovon die rechte zu Demonstrationszwecken entfernt wurde. Dadurch wird das darunter liegende Cu-Klebeband sichtbar, das auf die  $\text{LiNbO}_3$ -Oberfläche aufgebracht ist. Die Cu-Backen und das -Klebeband fixieren die Probe auf dem Keramikgehäuse und führen Wärme ab. Diese entsteht bei der Dämpfung (Absorption) der akustischen Wellen und der Umwandlung von deren mechanischer Energie in Wärmeenergie im Kleber des Cu-Bandes. Die Dämpfung der SAW ist notwendig, da die Belastung der Proben mit laufenden Wellen gewünscht ist. Andernfalls würden die Wellen an der Kante des Chips reflektiert und stehende Wellen mit feststehenden Wellenknoten erzeugen. Hierdurch könnten die Widerstandsleiterbahnen nicht mehr ausgewertet werden, da ihre Lage bezüglich der Wellenknoten unklar wäre. Laufende Wellen ermöglichen hingegen eine gleichmäßige Belastung des



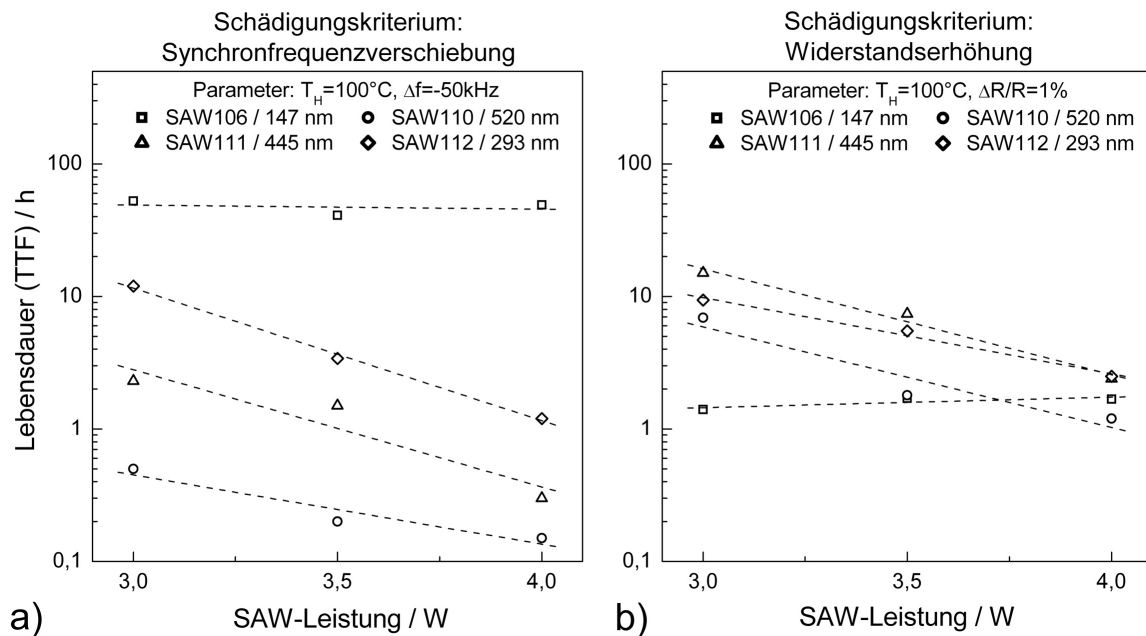
**Abb. 5.5** Auf dem Probenhalter befestigte SAW-Teststruktur (rechts schematischer Querschnitt). Die Probe ist durch Bonddrähte mit den Anschlüssen verbunden und durch Cu-Backen sowie Cu-Klebeband gehalten (Markierungen siehe Text).

überstrichenen Metallisierungsgebietes. Die Umwandlung mechanischer Energie in Wärmeenergie findet im Wesentlichen im vorderen Bereich des Klebebandes statt (siehe ellipsenförmige Markierung in Abb. 5.5) und führt lokal sowie in der Umgebung von etwa 1 mm - 2 mm zu einer starken Temperaturerhöhung. Daher ist es wichtig, den Abstand zwischen dem Cu-Klebeband und dem Test-IDT zu optimieren um einerseits eine gute Wärmeübertragung zur Cu-Backe sicherzustellen und andererseits eine zusätzliche Temperaturbelastung der Test-IDTs zu vermeiden. Zu diesem Zweck wurden mit einer Infrarotkamera (*ThermaCAM SC3000*, Fa. *FLIR Systems GmbH*) Temperaturverteilungsbilder der Oberfläche einer SAW-Probe gemessen. Die Optimierung führte zu einer Position des Cu-Klebebandes ca. 1 mm hinter der Vorderkante der Cu-Backe (in Abb. 5.5 mit einem weissen Rechteck markiert). Dadurch ist der Ort der Energieumwandlung weit nach außen verlagert und es tritt auch bei hohen Leistungen keine zusätzliche Temperaturbelastung der Test-IDTs auf. Zugleich hat das Cu-Klebeband jedoch auch noch genug Kontakt zur Cu-Backe um möglichst viel Wärme übertragen zu können (siehe nebenstehende Skizze).

### Einfluss der SAW-Leistung auf die Lebensdauer

Die Ergebnisse der Lebensdauerermessung (siehe Abschnitt 2.4.4) in Abhängigkeit von der zugeführten SAW-Leistung sind in Abbildung 5.6 für Proben von vier verschiedenen Wafern dargestellt. Die Versuche wurden bei einer Heizertemperatur  $T_H = 100^\circ\text{C}$  durchgeführt (tatsächliche Oberflächentemperatur  $T_O$  etwas erhöht, siehe Tabelle 5.1). Abb. 5.6 a zeigt die Zeitdauer, innerhalb derer sich die Synchronfrequenz der Test-IDTs um 50 kHz verringert hat. Zum besseren Verständnis wird im Folgenden bei allen Diagrammen, in denen Lebensdauerergebnisse dargestellt sind, über dem Bild das gewählte Versagenskriterium benannt. Eine Abschätzung der Fehler für die durchgeführten Lebensdauerermessungen wird zusammenfassend in Abschnitt 5.1.5 durchgeführt. Die Messpunkte der einzelnen Wafer sind durch Geraden angepasst worden. Deren Anstiege zeigen, dass im Regelfall bei zunehmender Leistung die TTF exponentiell abnimmt. Dies ist damit zu begründen, dass die steigende SAW-Leistung die Amplitude der Oberflächenwellen erhöht und die Metallisierungen damit stärker beansprucht werden. Die ablaufende Materialschädigung

wird dadurch beschleunigt, was zu einem früheren Erreichen des Versagenskriteriums führt. Die exponentielle Abhängigkeit ist jedoch nur für die drei Wafer SAW110, SAW111 und SAW112 vorhanden, während die Messpunkte für den Wafer SAW106 leistungsunabhängig im Rahmen der Fehler bei ähnlichen TTF-Werten verbleiben. Dies deutet darauf hin,



**Abb. 5.6** Ergebnisse der Lebensdauerermessung von vier Wafern bei variabler SAW-Leistung und konstanter Temperatur. a) TTF aus der Verschiebung der Synchronfrequenz, b) TTF aus der Erhöhung des elektrischen Widerstandes ermittelt.

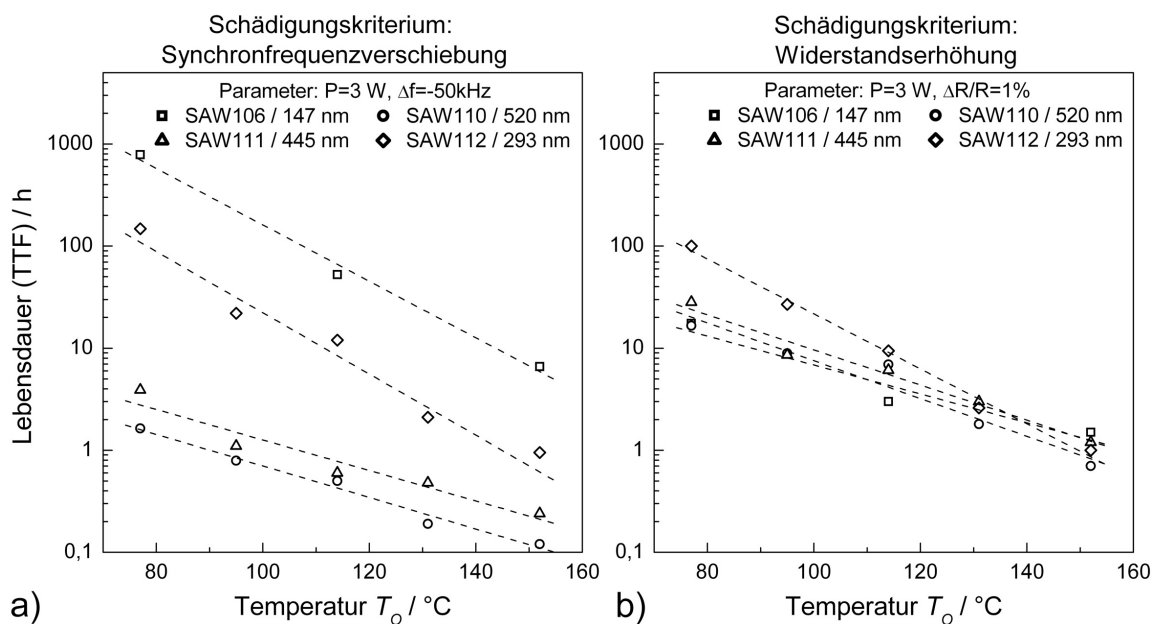
dass der Schädigungsprozess dieser Schicht im gewählten Leistungsbereich nicht bzw. nur minimal von der Leistung abhängt. Möglicherweise laufen die für die Schädigung verantwortlichen Prozesse hier stark verlangsamt ab. Neben den unterschiedlichen Anstiegen der Wafer, variieren auch die absoluten Lebensdauern sehr stark. Zwischen dem Wafer SAW110, der am schnellsten das Kriterium  $\Delta f = -50\text{ kHz}$  erreicht und dem Wafer mit der längsten Lebensdauer SAW106 besteht ein Unterschied in der Lebensdauer von etwa drei Größenordnungen. Fraglich ist, worauf einerseits die unterschiedliche Leistungsabhängigkeit (unterschiedliche Anstiege) und andererseits die absoluten Unterschiede zurückgeführt werden müssen. Da Substratmaterial und Strukturlayout nicht verändert wurden, kommt nur das Metallisierungssystem in Frage. Dessen Schichtaufbau (Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-O/Ta-Si-N) blieb ebenfalls gleich. Eine Variation wurde nur hinsichtlich der Cu-Schichtdicke sowie beim Abscheideverfahren vorgenommen. Die Darstellung zeigt, dass die Lebensdauer der Wafer mit abnehmender Schichtdicke stark zunimmt. Der Einfluss von Schichtdicke und Gefügeeigenschaften auf die Lebensdauer wird deshalb im Abschnitt 5.1.3 gesondert behandelt.

In Abb. 5.6 b wurde als Schädigungskriterium die Erhöhung des elektrischen Widerstandes der auf der SAW-Teststruktur enthaltenen Leiterbahnen um 1 % zugrundegelegt. Die Lebensdauerachse ist gleichermaßen skaliert wie im linken Diagramm. Aus der Abbildung kann für die Wafer eine ähnliche Abhängigkeit der TTF von der Leistung wie im nebenste-

henden Diagramm beobachtet werden. Im Speziellen zeigen die Wafer SAW110, SAW111 und SAW112 einen exponentiellen Zusammenhang, während wie bei der Frequenz auch der Widerstand des Wafers mit der dünnsten Cu-Schicht SAW106, kaum durch die Leistung beeinflusst wird. Dass sich die Lebensdauer mit steigender Leistung erhöht, wie im Diagramm sichtbar, ist praktisch nicht möglich und muss daher als fehlerbedingte Streuung der Messwerte aufgefasst werden. Anders als bei der Frequenzverschiebung verhalten sich hingegen die Absolutwerte der Lebensdauer. Die Unterschiede zwischen den Wafern sind wesentlich geringer und die Lebensdauer korreliert nicht mehr mit der Dicke der Cu-Schicht wie im linken Diagramm. Es ist daher anzunehmen, dass sich die unterschiedlichen Gefügeeigenschaften bzw. Schichtdicken bei einer Schädigung anders auf den Widerstand auswirken als auf die Synchronfrequenz. Im Speziellen gilt für den elektrischen Widerstand die in Abschnitt erläuterte Schichtdickenabhängigkeit, wonach sich bei der Schädigung dünnerer Schichten der elektrische Widerstand überproportional stark erhöht und damit das Schädigungskriterium entsprechend früher erreicht wird.

### Temperatureinfluss auf die Lebensdauer

Die Lebensdauerversuche wurden bei einer konstanten SAW-Leistung von 3 W durchgeführt. In Abb. 5.7 sind die Ergebnisse für Proben der gleichen vier Wafer wie in Abb. 5.6 dargestellt. In beiden Diagrammen nimmt die Lebensdauer mit steigender Versuchs-



**Abb. 5.7** Ergebnisse der Lebensdauerermessung von vier Wafern bei variabler Temperatur und konstanter SAW-Leistung (3 W). a) TTF aus der Verschiebung der Synchronfrequenz, b) TTF aus der Erhöhung des elektrischen Widerstandes ermittelt. Für die Probe SAW106 konnten keine erfolgreichen Versuche bei  $T_0=95\text{ °C}$  und  $T_0=131\text{ °C}$  durchgeführt werden.

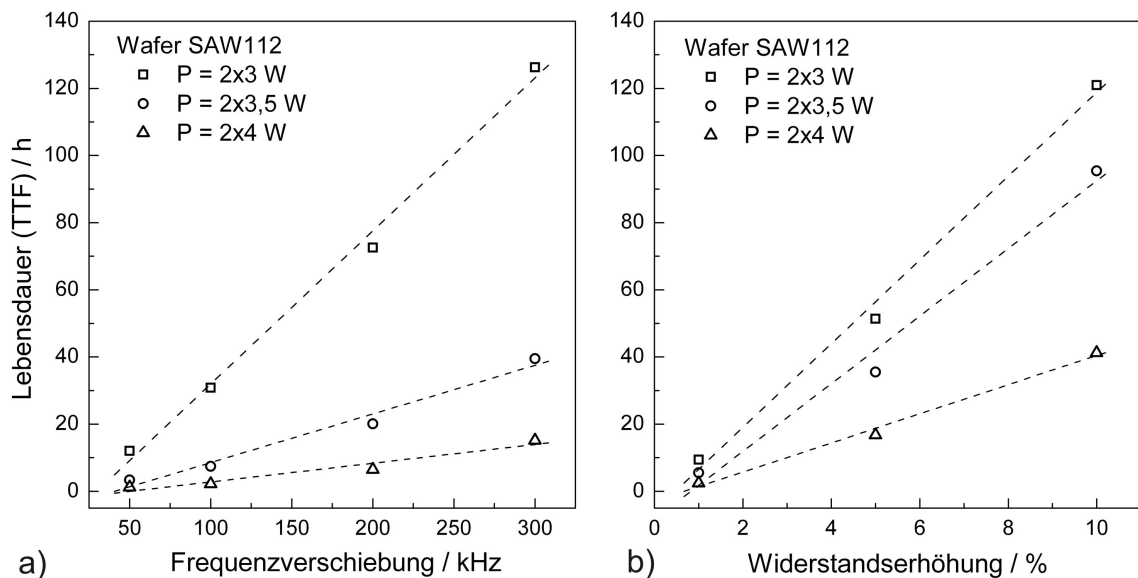
temperatur ab, da die Prozesse, welche zur Schädigung führen, eine Aktivierung erfahren. Es ergeben sich exponentielle Abhängigkeiten. Die Anstiege der Ausgleichsgeraden im

linken Diagramm 5.7 a unterscheiden sich. Sie sind ein Maß für die Aktivierung der Prozesse und können zur Berechnung von Aktivierungsenergien herangezogen werden (siehe Abschnitt 6.2.2). Je steiler der Anstieg (SAW106 und SAW112), desto stärker ist der Schädigungsmechanismus von der Temperatur abhängig. Ist der Anstieg hingegen klein (SAW110 und SAW111), deutet dies auf andere oder zusätzlich stattfindende Degradationsprozesse hin. Da sich die Wafer in Schichtdicke und Struktur unterscheiden, kann diese Eigenschaftsvariation helfen, die stattfindenden Prozesse besser zu verstehen. Die in der Literatur erwähnte „10-Kelvin-Regel“ [68], die besagt, dass sich die Lebensdauer von SAW-Metallisierungen bei einer Temperaturerhöhung um 10 K halbiert, stimmt in etwa nur für die Wafer SAW106 und SAW112, während die beiden anderen Wafer aufgrund des geringeren Anstieges diese Faustregel nicht bestätigen. Im Unterschied zum Leistungseinfluss, wo der Wafer SAW106 nur eine sehr geringe Abhängigkeit von der Leistung zeigte, gibt es in dieser Testreihe keine Probe, die sich so verhält. Dies wäre allerdings auch verwunderlich, da alle Schädigungsprozesse durch eine steigende Temperatur aktiviert werden. Ferner weisen die Proben SAW106 und SAW112 eine besonders starke Abhängigkeit von der Temperatur auf, eine Beobachtung, die ebenfalls zur Aufklärung der Mechanismen hilfreich sein kann. Wie schon bei der Leistungsabhängigkeit sichtbar, liegen die absoluten TTF-Werte wieder etwa drei Größenordnungen auseinander, wobei dieser Unterschied auch auf die Eigenschaften der Metallisierung zurückgeführt wird (siehe Abschnitt 5.1.3). Im rechten Diagramm 5.7 b bewegen sich die Werte innerhalb einer Größenordnung und haben bezüglich der absoluten Lebensdauer eine andere Reihenfolge, was die Beobachtungen aus Abb. 5.6 bestätigt.

### Wahl des Versagenskriteriums

Als Schädigungskriterien wurden in den bisher gezeigten Diagrammen eine Frequenzverschiebung von  $\Delta f = -50$  kHz sowie eine Widerstandserhöhung von  $\Delta R/R = 1$  % gewählt. Je höher das angestrebte Kriterium, desto länger ist die dafür benötigte Belastungszeit. Bei einigen Wafern verläuft die Schädigung stark verlangsamt, sodass die höheren Frequenzverschiebungen bzw. Widerstandserhöhungen nicht erreicht werden können. Um die Ergebnisse unterschiedlicher Wafer miteinander vergleichen zu können, müssen niedrige Kriterien gewählt werden, die von allen Proben erfüllbar sind. Abb. 5.8 zeigt die Lebensdauer in Abhängigkeit vom gewählten Versagenskriterium. Jede Messreihe repräsentiert die Ergebnisse jeweils einer Probe des Wafers SAW112. Es wurden die Zeiten bestimmt, nach denen die Schädigungskriterien  $\Delta f = -50$  kHz,  $-100$  kHz,  $-200$  kHz und  $-300$  kHz sowie  $\Delta R/R = 1$  %,  $5$  % und  $10$  % erreicht wurden. Der in allen Fällen weitgehend lineare Zusammenhang (die lineare Skalierung der TTF-Achse ist zu beachten) deutet darauf hin, dass im betrachteten Zeitintervall der Schädigungsprozess gleich ist. Dies gilt sowohl für die Frequenzverschiebung als auch für die Widerstandserhöhung. Die unterschiedlichen Anstiege der Geraden repräsentieren den Einfluss der SAW-Leistung auf die Schädigung (siehe Messreihe für SAW112 in Abb. 5.6 a und b). Eine mit zunehmender Zeit langsamer werdende Degradation der Metallisierung würde sich nicht in einer linearen Abhängigkeit, sondern in Kurven mit wachsenden Anstiegen äußern, da die Lebensdauer für das gewählte Kriterium höher wird. Die Darstellung zeigt, dass es für die Betrachtung der Lebensdauer unerheblich ist, welches Versagenskriterium zugrundegelegt wird und die Wahl eines sehr





**Abb. 5.8** Lebensdauer von Proben des Wafers SAW112 (Dicke der Cu-Schicht 293 nm) mit zunehmendem Versagenskriterium. a) bei Frequenzverschiebung, b) bei Widerstandserhöhung.

niedrigen (-50 kHz, 1 %) gerechtfertigt ist. Ob dies jedoch allgemeingültig ist und auf alle Wafer zutrifft, kann nicht mit Sicherheit gesagt werden, da insbesondere bei Wafers mit sehr dünner Metallisierung höhere Versagenskriterien als -50 kHz aufgrund der langsamen Schädigung nicht innerhalb der Versuchsdauer erreicht werden konnten.

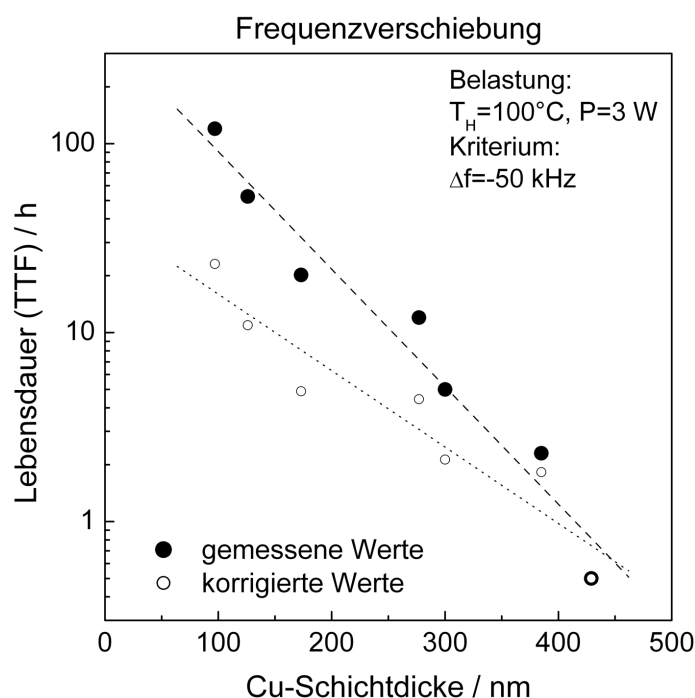
### 5.1.3 Einfluss der Cu-Metallisierung auf die Lebensdauer

#### Schichtdickeneinfluss

Im vorherigen Abschnitt wurde der Einfluss der Belastungsbedingungen SAW-Leistung und Temperatur auf die Lebensdauer erläutert. Dabei zeigte sich, dass die TTF-Werte der Wafer besonders im Hinblick auf die Frequenzverschiebung sehr unterschiedlich sind. Da es keine anderen Unterschiede zwischen den Wafers gibt, muss dies entweder auf das Gefüge oder die Dicke der Metallisierung zurückgeführt werden. Deren Einflüsse sollen nun gezielt untersucht werden.

Bei den Schichtdicken der Einzelproben ist ein breiter Variationsbereich zwischen ca. 100 nm und 430 nm vorhanden. Somit kann jedem Lebensdauerwert eine individuelle Schichtdicke zugeordnet werden. In Abb. 5.9 ist das Ergebnis der TTF-Messungen für den Belastungszustand 100 °C/3 W und ein Versagenskriterium von  $\Delta f = -50$  kHz dargestellt. Jeder Messpunkt repräsentiert dabei eine Probe eines der hergestellten Wafers. Für die Auftragung wurde wiederum nur die Dicke der Cu-Schicht berücksichtigt; obere und untere Barriere wurden vernachlässigt. Das Diagramm zeigt eine außerordentlich starke Abhängigkeit der Lebensdauer von der Cu-Schichtdicke. Je dünner die Schichten werden, desto länger dauert es bis zum Erreichen des Versagenskriteriums. Bei einer Dickenänderung von 332 nm variiert die TTF um etwa drei Größenordnungen. Zwischen Dicke und Lebensdauer besteht ein exponentieller Zusammenhang, der bei halblogarithmischer Auf-

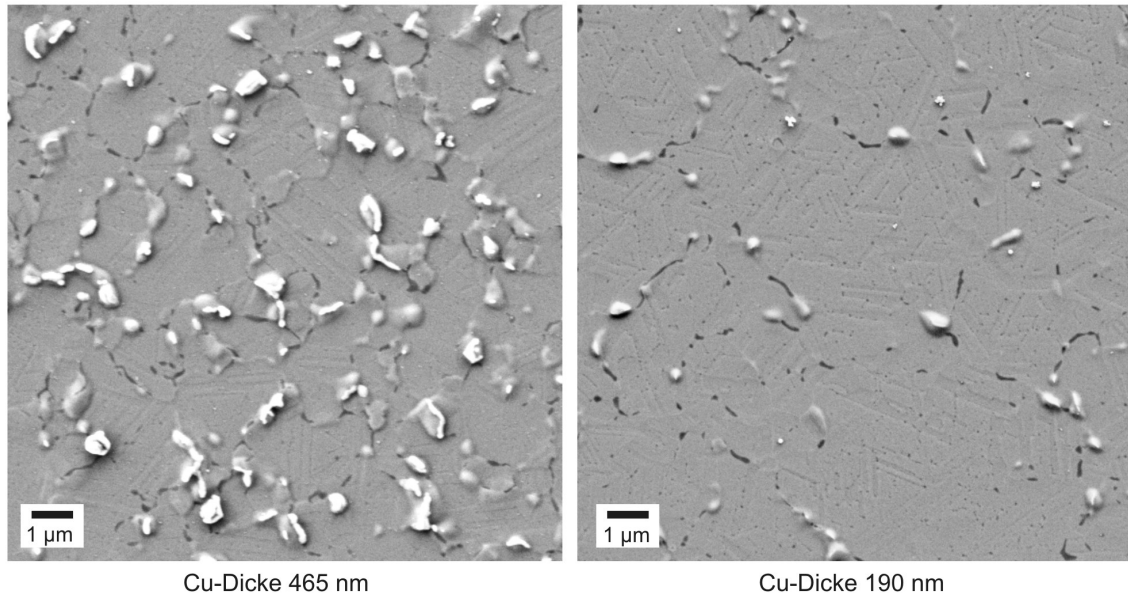
tragung durch eine Gerade angepasst werden kann. Das Messergebnis bedeutet, dass der Schädigungsprozess bei dünneren Metallisierungen verlangsamt abläuft. Demnach besitzen dünnere Schichten eine höhere Stabilität gegenüber Akustomigration. Nach derzeitigem Kenntnisstand wurde ein solcher Zusammenhang bislang für SAW-Metallisierungen in der Literatur noch nicht veröffentlicht.



**Abb. 5.9** Lebensdauer von SAW-Proben in Abhängigkeit von der Dicke der Cu-Schicht. Schädigungskriterium  $\Delta f = -50$  kHz.

In Abschnitt 5.1.1 wurde erläutert, dass die Lochbildung in der Cu-Schicht und die damit verbundene Veränderung der elastischen Eigenschaften eine plausible Erklärung für die Verschiebung der Synchronfrequenz sein kann. Dabei wurde festgestellt, dass eine identische Schädigung bei dicken Schichten eine stärkere Frequenzverschiebung hervorruft als bei dünnen Schichten, da dickere Metallisierungen das Frequenzverhalten stärker beeinflussen (siehe Abb. 5.4). Es würde sich demnach bereits bei gleichen Eigenschaften der Cu-Schichten eine Abhängigkeit von der Schichtdicke ergeben. Um diesen Anteil zu entfernen, wurden die Lebensdauer messwerte in Abb. 5.9 bezüglich ihrer Schichtdicke relativ zueinander korrigiert. Dazu wurde in einer Art Normierung die Lebensdauer der dicksten Schicht als korrekt angenommen und alle Messpunkte von Proben mit geringeren Dicken mit einem zuvor aus Abb. 5.4 rechnerisch bestimmten dickenabhängigen Faktor verringert. Die korrigierten Werte spiegeln nun nur den Anteil der Schichtdickenabhängigkeit wider, der auf die unterschiedlichen Eigenschaften der Cu-Schichten zurückzuführen ist. Der Anstieg ist geringer, es werden aber noch immer zwei Größenordnungen in der Lebensdauer überstrichen. Die Korrektur kann allerdings nur als grobe Abschätzung für den tatsächlichen Verlauf angenommen werden, da die Modellannahmen für die Berechnungen in Abb. 5.4 stark vereinfacht waren. Beispielsweise erfolgte die Rechnung für eine ausge dehnte Schicht, während im vorliegenden Fall das Metallisierungsverhältnis 0,5 beträgt. Hierdurch ergibt sich ein zu starker Einfluss der Porosität auf die Schichtdicke in Abb. 5.4. Bei Metallisierungen, die durch eine längere Lebensdauer gekennzeichnet sind, verläuft

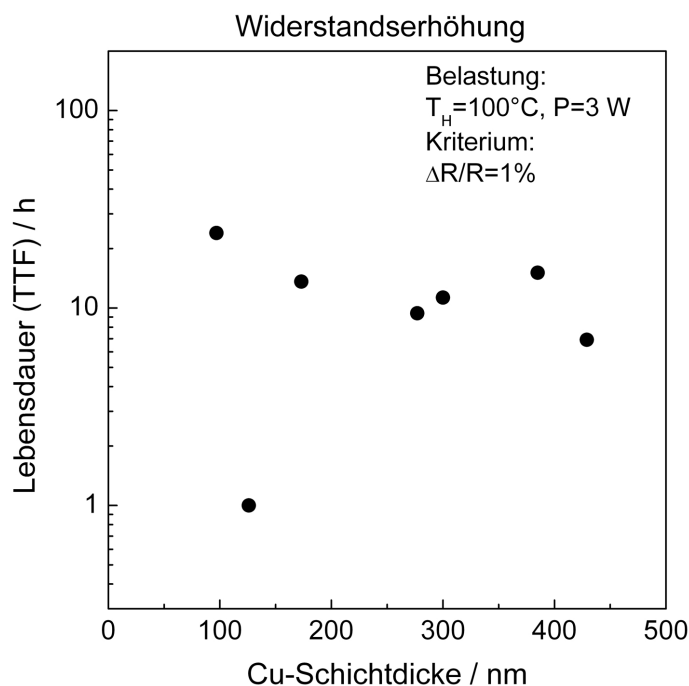
der Akustomigrationsprozess verlangsamt. Diese Hemmung kann außer durch die Lebensdauerermessung auch durch Bilder der Oberfläche sichtbar gemacht werden. Dazu wurden zwei unterschiedlich dicke SAW-Proben unter den gleichen Bedingungen und für die gleiche Zeit mit der Lebensdaueranlage belastet und anschließend deren Oberfläche im REM begutachtet (Abb. 5.10). Die typischen Schädigungsmerkmale der Akustomigration, die



**Abb. 5.10** Unterschiedlich starke Schädigung dicker und dünner Cu-Metallisierungen bei gleichen Belastungsparametern ( $P=4\text{ W}$ ,  $T_H=100\text{ °C}$ ,  $t=25\text{ h}$ , REM/SE-Bild).

Bildung von Löchern (dunkle Bereiche) und Hügeln (erhabene bzw. helle Bereiche), treten bei beiden Metallisierungen auf. Sie sind aber bei der dünnen Schicht nach der gleichen Zeit deutlich geringer ausgeprägt, wodurch die Ergebnisse der Lebensdauerermessung eine qualitative Bestätigung erfahren. Eine ausführliche Beschreibung der Schädigungscharakteristik der SAW-Cu-Damascenstrukturen enthält Abschnitt 6.1.

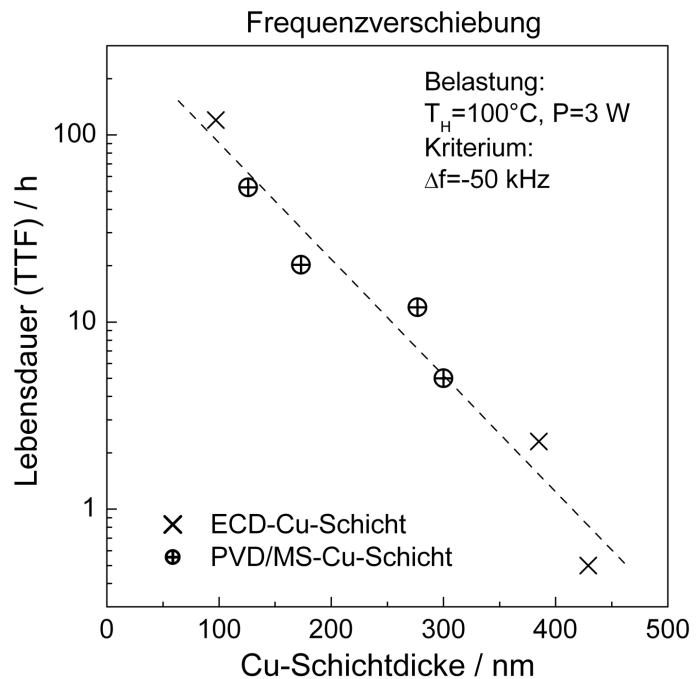
Ein anderes Bild für den Einfluss der Schichtdicke ergibt sich, wenn statt der Frequenzverschiebung die Erhöhung des elektrischen Widerstandes um 1 % als Schädigungskriterium gewählt wird (Abb. 5.11). Die Skalierung der TTF-Achse des Diagrammes entspricht jener in Abb. 5.9. Die Messwerte bewegen sich bis auf einen vermutlichen Ausreißer ( $h = 125\text{ nm}$ ) in einem Bereich zwischen 7 h und 24 h und zeigen keinen klaren Trend bezüglich der Schichtdicke. Das Ergebnis steht damit im Widerspruch zur deutlichen Dickenabhängigkeit der Synchronfrequenzverschiebung und auch zum sichtbaren Schädigungsverlauf. Eine Erklärung hierfür ist der in Abschnitt 5.1.1 erläuterte Einfluss der Cu-Schichtdicke auf den spezifischen elektrischen Widerstand  $\rho$  der Dünnschichten. Aufgrund der  $1/h$ -Abhängigkeit von  $\rho$  wirkt sich eine Lochbildung im Zuge der Akustomigration bei dünnen Schichten überproportional auf die Erhöhung des Widerstandes aus. Dadurch wird das Versagenskriterium schneller erreicht, wenngleich die physische Schädigung, wie Abbildung 5.10 veranschaulicht, langsamer verläuft. Dies bedeutet, dass die R-Erhöhung als Schädigungskriterium für den Vergleich unterschiedlich dicker Schichten nicht geeignet ist. Die Verwendung für ähnlich dicke Schichten sollte hingegen unproblematisch sein.



**Abb. 5.11** Lebensdauer von SAW-Proben in Abhängigkeit von der Dicke der Cu-Schicht. Schädigungskriterium  $\Delta R/R = 1\%$ .

### Einfluss von Gefüge und Schichteigenspannungen

Entsprechend der Gefügecharakterisierung der hergestellten SAW-Damaszenstrukturen in Abschnitt 4.2 unterscheiden sich die Proben u.a. bei der Korngröße bzw. -morphologie sowie bei den Eigenspannungen. Der Unterschied in der mittleren Korngröße zwischen ECD- und PVD/MS-Cu-Schichten beträgt etwa  $1\text{ }\mu\text{m}$ . Die Eigenspannungen variieren maximal um etwa  $210\text{ MPa}$  (SAW106 und SAW110). Bezüglich der Textur sind die Wafer nahezu identisch, da sowohl das ECD-Verfahren (nach abgeschlossenem *self-annealing*) als auch das PVD/MS-Verfahren zu Cu-Schichten mit starker  $\{111\}$ -Fasertextur führt. Problematisch ist, dass sich Korngröße und Eigenspannungen bei den vorliegenden Proben jeweils gleichzeitig ändern, ECD-Schichten haben eine große mittlere Korngröße und geringe Eigenspannungen, während PVD/MS-Schichten ein bimodales Gefüge mit geringerer mittlerer Korngröße aufweisen und stärker zugverspannt sind. Darüber hinaus haben alle Wafer eine unterschiedliche Schichtdicke, deren starker Einfluss auf die Lebensdauer im vorhergehenden Abschnitt verdeutlicht wurde. Es bietet sich daher wiederum eine Auftragung der Lebensdauerdaten über der Schichtdicke an (Abb. 5.12). Die Markierung der Messpunkte erfolgte in Abhängigkeit vom Herstellungsverfahren der Cu-Schicht. Wird die Lebensdauer der Proben durch die Korngröße oder die Eigenspannungen erhöht, so müssten die Messpunkte signifikant nach oben von der Regressionsgeraden abweichen. Dies ist im Diagramm nicht der Fall, die Messpunkte beider Verfahren streuen um die Ausgleichsgerade. Es kann daher kein signifikanter Gefügeeinfluss auf die Lebensdauer über die Fehlertoleranzen hinaus (siehe Abschnitt 5.1.5) festgestellt werden. Dies legt die Vermutung nahe, dass der Gefügezustand keinen Einfluss auf die Eigenschaften der Metallisierung hat. Diese These erscheint sehr unwahrscheinlich, da in jedem Fall eine Korrelation zwischen Struktur und Eigenschaften besteht. Mithin zeigen Untersuchungsergebnisse an Al-basierten SAW-Metallisierungen aus der Literatur, dass eine gezielte Gefügeeinstellung

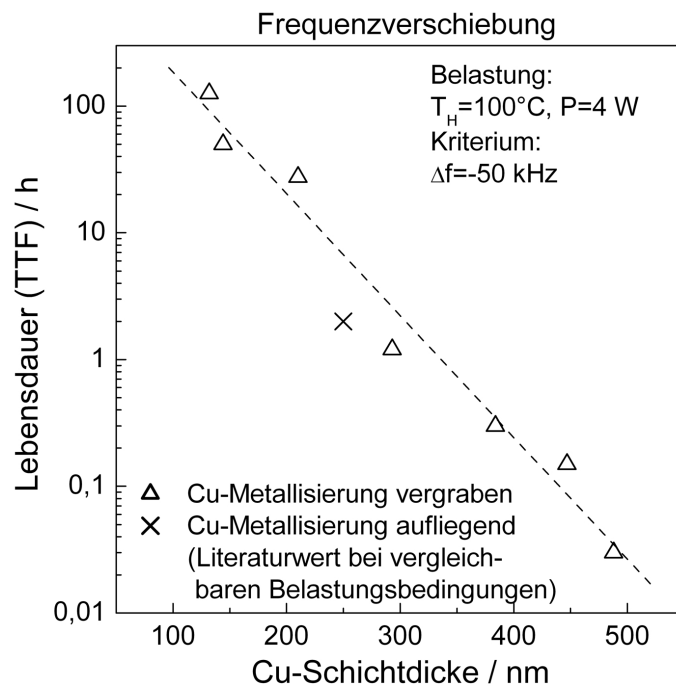


**Abb. 5.12** Lebensdauer von SAW-Proben in Abhängigkeit von der Cu-Schichtdicke und dem Abscheideverfahren der Cu-Schicht. Schädigungskriterium  $\Delta f = -50\text{ kHz}$ .

die Lebensdauer von SAW-Strukturen erhöhen kann [155, 156]. Wahrscheinlicher hingegen ist, dass zwar eine Abhängigkeit vom Gefügezustand vorliegt, diese jedoch gering ist und sich im Rahmen der Fehler bewegt. Denkbar wäre, dass die Variation der Eigenschaften, z.B. der Unterschied in den Eigenspannungen oder der mittleren Korngröße, bei den Proben zu gering ist, um sich signifikant auf die Lebensdauer auszuwirken. Für eine verbesserte Ermittlung der Gefügeabhängigkeit der Lebensdauer sollten Strukturen vorliegen, die exakt die gleiche Schichtdicke haben und sich jeweils in nur einem Gefügeparameter möglichst stark unterscheiden. Zusätzlich müssten deutlich mehr Versuche pro Belastungszustand durchgeführt werden, um die statistische Absicherung zu erhöhen.

#### 5.1.4 Vergleich mit aufliegenden Cu-Metallisierungen

Ein Vergleich der Lebensdauerergebnisse an Damaszenstrukturen mit Proben, deren Metallisierung auf dem Substrat aufliegt, ist schwierig, da sich die verwendeten Schichtsysteme unterscheiden. Der in [7] untersuchte Schichtstapel lautet Ta-Si-N(50 nm)/Cu(250 nm)/Ta-Si-N(50 nm). Die Cu-Damaszenstrukturen wurden hingegen in der Konfiguration Ta-Si-N(20 nm)/Cu(variabel)/Ta-Si-O/Ta-Si-N(20 nm) hergestellt. Neben der unterschiedlichen Dicke der Barrierschichten, liegt auch insbesondere beim abdeckenden Schichtsystem eine andere Zusammensetzung vor. Ein Vergleich wurde dennoch durchgeführt, wobei die TTF-Messwerte wiederum über der Schichtdicke aufgetragen wurden (Abb. 5.13). Im Unterschied zu den beiden weiter oben gezeigten Lebensdauer-Schichtdicken-Diagrammen (Abb. 5.9 und Abb. 5.12) sind in diesem Fall die Messwerte für die Belastungsbedingungen  $T_H = 100^\circ\text{C}$  und  $P = 4\text{ W}$  gezeigt. Für die Darstellung ist wiederum nur die Dicke der Cu-Schicht maßgebend, die für das aufliegende System 250 nm beträgt. Der Messpunkt weicht nach unten von der Regressionsgeraden ab, die für die Messwerte der Damaszenstrukturen aufgestellt wurde. Dies ist jedoch kein Hinweis auf eine schlechtere Stabilität



**Abb. 5.13** Lebensdauer von SAW-Proben in Abhängigkeit von der Cu-Schichtdicke und der Anordnung des Cu-Metallisierungssystems. Schädigungskriterium  $\Delta f = -50\text{ kHz}$ . Daten für aufliegendes Cu-System nach [7].

des aufliegenden Systems, dazu sind die untersuchten Metallisierungen zu verschieden. Es kann lediglich festgehalten werden, dass sich der Messpunkt bezüglich der Schichtdicke relativ gut in die anderen Punkte einfügt. Dies kann als weiteres Indiz für die erstmals gezeigte Dickenabhängigkeit der Lebensdauer gewertet werden.

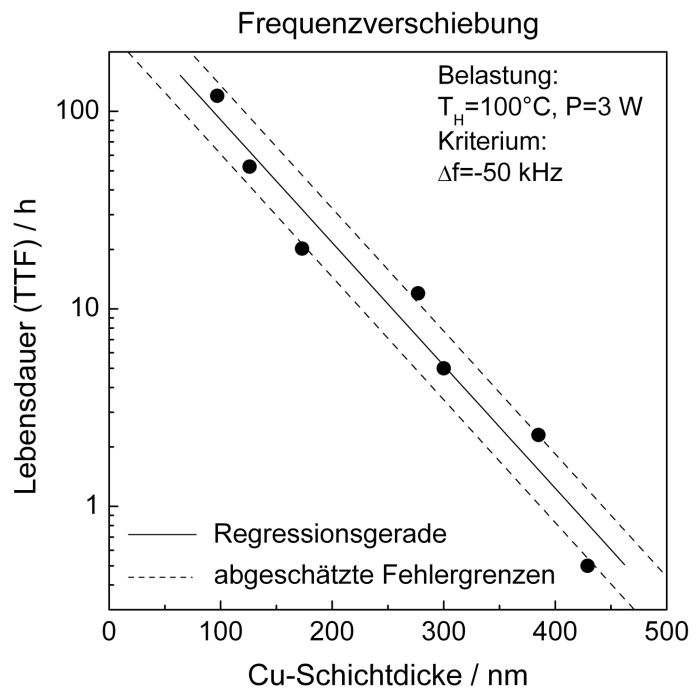
### 5.1.5 Fehlerbetrachtung

Für die Lebensdauer wird in der vorliegenden Arbeit der Begriff *Time To Failure* (Ausfallzeit, TTF) verwendet. Üblicherweise werden zur Bestimmung der Lebensdauer zahlreiche Einzelmessungen durchgeführt, die dann durch eine mittlere Ausfallzeit (*Mean Time To Failure*, MTTF) beschrieben werden. Aufgrund der aufwändigen Versuchsdurchführung und des gerätetechnischen Aufwandes waren mehrere Messungen bei den gleichen Messbedingungen jedoch nicht möglich. Jede Probe enthält zwei Test-IDTs zur Frequenzmessung sowie vier Widerstandsleiterbahnen, sodass ein Messpunkt für das Versagenkriterium der Frequenzverschiebung den Mittelwert aus zwei und ein Messpunkt für die Widerstandserhöhung den Mittelwert aus vier Messwerten darstellt. In Abschnitt 5.2 wird gezeigt, dass die akustische Belastung beider Seiten der Probe identisch ist, wodurch die Mittelung legitim ist. Durch die Variation der Belastungsbedingungen und der Schichtdicke wurde ein Zusammenhang zur Lebensdauer TTF der Proben hergestellt. Dabei treten exponentielle Abhängigkeiten auf, die halblogarithmisch aufgetragen und durch eine Regressionsgerade angepasst wurden. Es ist davon auszugehen, dass die größte Ungenauigkeit der Experimente in der Ermittlung der Lebensdauer liegt. Anhand der Schichtdickenabhängigkeit in Abb.

5.9 soll eine Fehlerabschätzung vorgenommen werden. Die Streuung der Messpunkte um die Gerade kann durch die Ermittlung der Standardabweichung  $s_{TTF}$  bestimmt werden:

$$s_{TTF} = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum \left( \frac{y_i - y_{i_{reg}}}{y_{i_{reg}}} \right)^2} \quad (5.5)$$

Dabei sind  $y_i$  die Messpunkte der Lebensdauerermessung und  $y_{i_{reg}}$  die entsprechenden Werte auf der Geraden. Die Standardabweichung beträgt  $\pm 38\%$  was auf  $\pm 40\%$  aufgerundet wurde. Im Diagramm kann dies als ein durch zwei Geraden begrenzter Bereich eingezeichnet werden, in dem sich die Mehrzahl der Messpunkte befindet (Abb. 5.14). Für alle ge-



**Abb. 5.14** Fehlerabschätzung für die Lebensdauerermessung von SAW-Cu-Damaszenstrukturen.

zeigten Lebensdauerdiagramme muss mit einem Fehler in dieser Höhe gerechnet werden. Zusätzlich treten auch systematische Messungenauigkeiten auf. Eine davon wurde bereits im Zusammenhang mit dem Schichtdickeneinfluss auf die Lebensdauer angesprochen. Bei Proben mit dünnen Schichten wirkt sich eine Schädigung geringer auf die Frequenzverschiebung aus als bei dickeren Schichten, wodurch die Lebensdauer bei Abnahme der Schichtdicke systematisch zu hoch bestimmt wird. Diese Ungenauigkeit kann nur durch eine Korrektur mit einem geeigneten Faktor behoben werden. Als Ausgangspunkt könnte beispielsweise der Modellansatz in Abschnitt 5.1.1 verwendet werden, der allerdings noch einer weiteren Verfeinerung bedarf.

In Abb. 5.2 wurde gezeigt, dass die Synchronfrequenz der Proben im Ausgangszustand einer von der Schichtdicke abhängigen Dispersion unterliegt. Mit zunehmender Massebelastung des Substrats durch die wachsende Dicke der Cu-Schicht verringert sich die Wellengeschwindigkeit und damit die Synchronfrequenz der Struktur. Sie variiert zwischen der dicksten und der dünnsten Schicht um etwa 3 MHz. Als Versagenskriterium für die Frequenzverschiebung wurden jedoch absolute Werte (-50 kHz, -100 kHz, etc.) angenom-

men. Dementsprechend ist das Kriterium bei dünneren Schichten mit höherer Synchronfrequenz prozentual geringer und wird eher erreicht. Dies kann bei dünnen Schicht dazu führen, dass die Lebensdauer systematisch zu kurz bestimmt wird. Allerdings ist dieser Fehler sehr gering und wirkt sich, verglichen mit der zuvor besprochenen Ungenauigkeit, in entgegengesetzter Richtung auf die Ergebnisse aus.

Ein weiterer systematischer Messfehler entsteht bei der Einspeisung der SAW-Leistung. Da die verwendeten Leistungswerte sehr hoch sind, kann der Sollwert nicht sofort zugeschaltet werden, da dies die Probe zerstören würde. Er muss schrittweise erreicht werden. Obgleich eine möglichst steile Rampe gewählt wurde (200 mW/min), kann nicht ausgeschlossen werden, dass die Degradation der Metallisierung, insbesondere bei leicht zu schädigenden Proben, bereits beim Einspeisen der Leistung beginnt. Dadurch kann nach Erreichen des Sollleistungswertes, wenn mit der Zeitmessung begonnen wird, bei einigen Proben bereits eine geringe Frequenzverschiebung bzw. eine geringe Widerstandserhöhung erfolgt sein, die nicht mit bei der Lebensdauer erfasst wird.

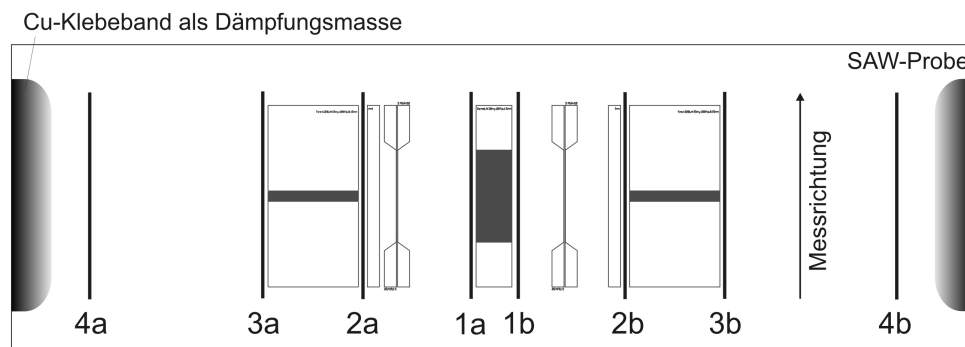
Die leistungsabhängige Ermittlung der Lebensdauer wird bei einer konstanten Heizertemperatur von 100 °C durchgeführt. Durch die dissipative Dämpfung der SAW ergibt sich eine höhere Oberflächentemperatur. Problematisch ist, dass sich diese Temperatur mit jeder Leistungsstufe (3,5 W/4 W) um ca. 4 K erhöht. Da sich die Temperatur schädigungsbeschleunigend auswirkt, wird neben der Leistungsabhängigkeit zusätzlich eine ungewollte Temperaturabhängigkeit gemessen. Dadurch werden die Lebensdauern bei den Leistungswerten 3,5 W und 4 W u.U. etwas zu kurz bestimmt.

### 5.2 Akustische Wellenfeldverteilung

Um die Eignung der Damaszenstrukturen bezüglich realer SAW-Anwendungen bewerten zu können, wurden mit einer laseroptischen Methode (siehe Abschnitt 3.3.1) Messungen des akustischen Wellenfeldes durchgeführt. Es wurden zwei verschiedene Strukturen vermessen. Zum einen die komplette Teststruktur mit Sende-IDT, Widerstandsleiterbahnen und den beiden Test-IDTs. Hier interessierten vor allem die beidseitigen Abstrahleigenschaften des Sende-IDTs, die Auswirkung der weiteren Elemente der Teststruktur auf die Wellenausbreitung sowie die Korrelation der Amplitudenmaxima mit der Schädigung der Test-IDTs. Zum anderen wurde das ungestörte Wellenfeld auf einem nur mit einem Sende-IDT versehenen Chip in unterschiedlichen Abständen von der Quelle gemessen, um durch den Vergleich mit berechneten Kurven den Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit der Probe auf die Wellenausbreitung zu untersuchen.

Das Schema in Abb. 5.15 zeigt die Stellen auf der kompletten Teststruktur, an denen die Liniennprofile des Wellenfeldes quer zur SAW-Ausbreitungsrichtung gemessen wurden. Die Ziffer markiert den Ort der Messung bezüglich des Abstandes zum Sender, die Buchstaben *a* und *b* jeweils die linke oder die rechte Seite. Das Metallisierungssystem der Probe hat die übliche Schichtfolge Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-O/Ta-Si-N mit einer Gesamtschichtdicke von 380 nm, wobei die Deckschicht als Sonderfall eine Dicke von 50 nm (2 x 25 nm) besitzt. Die Eingangsleistung des Sende-IDTs betrug 1 mW, ein Wert, bei dem die Metallisierung ausschließlich elastisch beansprucht wird und demzufolge keine Degradation auftritt. Durch das Aufbringen eines Cu-Klebebandes an beiden Enden der Probe wurden

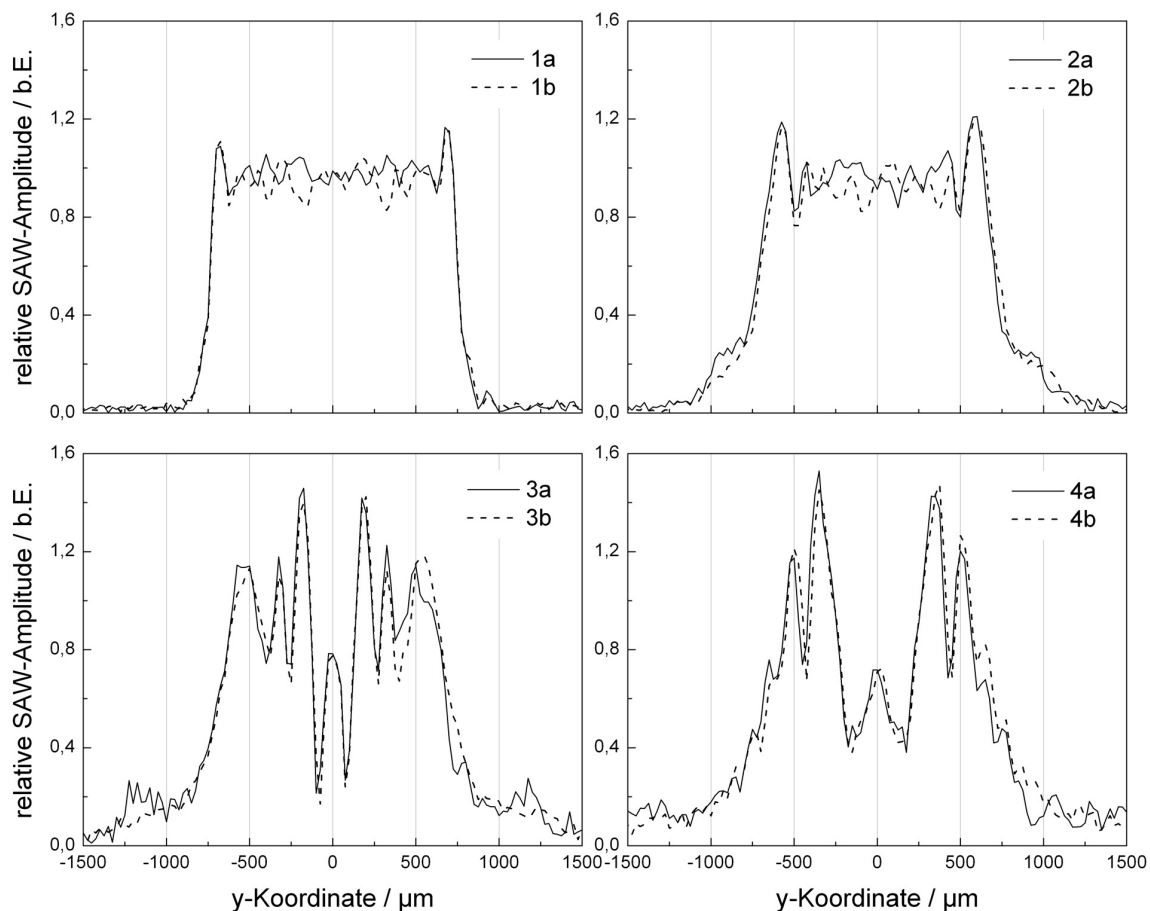




**Abb. 5.15** Schematische Darstellung der Stellen an denen das akustische Wellenfeld gemessen wurde. Stelle 1: Abstand zum Sender ca.  $10\ \mu\text{m}$ , Stellen 2 und 3: jeweils ca.  $10\ \mu\text{m}$  vor und hinter dem Test-IDT, Stelle 4: ca.  $3010\ \mu\text{m}$  hinter dem Test-IDT.

die Wellen absorbiert und deren Energie in Wärme umgewandelt. Somit konnten laufende Wellen untersucht werden. Da die Apertur des Senders  $1500\ \mu\text{m}$  beträgt, wurden die Profile mit einer Länge von  $3000\ \mu\text{m}$  aufgenommen, wobei der Abstand der Messpunkte  $25\ \mu\text{m}$  betrug. Die gemessenen Wellenprofile sind in Abb. 5.16 dargestellt.

Jedes Diagramm zeigt das Profil im gleichen Abstand links und rechts vom Sender. Die Kurven der vier Diagramme sind auf den gleichen Wert normiert, indem ein Normierungsfaktor bestimmt wurde bei dem der Mittelwert der Profile der Stelle 1 etwa bei eins liegt. Dieser Faktor wurde dann auf die übrigen Wellenfeldprofile in den anderen Diagrammen angewendet. Dadurch können die Profilhöhen in den Diagrammen relativ zueinander verglichen werden. Bei allen Diagrammen ist sichtbar, dass die Profile beidseitig gut übereinstimmen. Dies gilt vor allem für die Amplitudenhöhen, während die Form, insbesondere in den beiden oberen Diagrammen, geringfügig voneinander abweicht. Dies kann mit Reflexionen an den nachfolgenden Strukturen und damit verbundenen stehenden Wellenanteilen begründet werden. Die gleichen Amplitudenhöhen links und rechts vom Sende-IDT zeigen die sehr guten bidirektionalen Eigenschaften des Senders. Zu jeder Seite werden Wellen gleicher Energie abgestrahlt. Daher werden beide Test-IDTs gleichermaßen belastet, was bei den Lebensdauermessungen Voraussetzung dafür ist, eine mittlere Lebensdauer aus beiden Test-IDTs bestimmen zu können. An der Stelle 1, d.h. unmittelbar vor dem Sender, ist das Profil nahezu kastenförmig mit leichten Überhöhungen an den Rändern der Apertur. Mit zunehmendem Abstand vom Sender treten Beugungseffekte und Überlagerungen mit reflektierten Wellenanteilen mehr in Erscheinung. Unmittelbar vor dem Test-IDT zeigt das Profil an Stelle 2 daher eine Verschmierung in den äußeren Bereichen des Wellenfeldes. Zugleich verschieben sich die Maxima an den Rändern weiter nach innen und treten deutlicher hervor. Nachdem die Wellen den Test-IDT passiert haben (Stelle 3), ist das Wellenfeld stark verändert. Zusätzliche Maxima haben sich herausgebildet, während im Bereich der Apertur der Test-IDTs die Amplitude deutlich geringer ist. Das zeigt, dass an den Elektroden der Test-IDTs Reflexionen auftreten. Zwar wurden die Test-IDTs reflexionsarm ausgelegt (durch sog.  $\lambda/8$ -Elektroden bezogen auf die Wellenlänge des Sende-IDTs, [73]), dies gilt jedoch idealerweise nur für eine ganz bestimmte Frequenz und exakte Elektrodenbreiten, was beides nur bedingt zutrifft. Zusätzlich haben die Wellen im Bereich

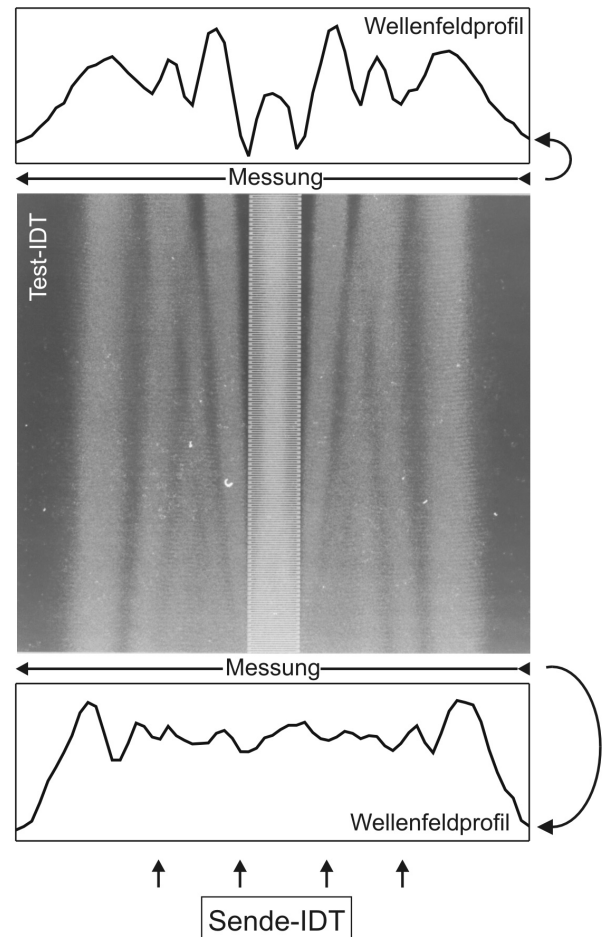


**Abb. 5.16** Wellenfeldprofile einer SAW-Probe in Cu-Damaszentechnologie mit dem Metallisierungssystem Ta-Si-N(20 nm)/Cu(310 nm)/Ta-Si-O(25 nm)/Ta-Si-N(25 nm) in unterschiedlichem Abstand zum Sende-IDT (Zuordnung entsprechend Abb. 5.15).

der Elektroden aufgrund des veränderten Metallisierungsverhältnisses im Vergleich zum ausgedehnten Schichtbereich eine andere Ausbreitungsgeschwindigkeit, was durch inhomogene Brechungseffekte ebenfalls das Amplitudenspektrum beeinflusst. Im Verlauf bis zur Stelle 4 kommt es aufgrund der großen Entfernung (ca. 3000  $\mu\text{m}$  hinter Stelle 3) zu einer weiteren, durch Beugung gut zu beschreibenden, Veränderung des Wellenfeldes. Insgesamt entsprechen die Wellenprofile der Damaszenstruktturen den Erwartungen, wobei besonders die gute Bidirektionalität des Sende-IDTs hervorzuheben ist.

Die Maxima des Amplitudenspektrums verursachen die größten Dehnungen und Stauchungen in der Metallisierung. Dementsprechend ist bei der Belastung der Proben mit hohen SAW-Leistungen an diesen Stellen die Degradation der Metallisierung am stärksten. Anhand der Ausbildung von typischen Schädigungsmustern kann somit ebenfalls die Veränderung des Wellenfeldes beim Passieren der Test-IDTs nachvollzogen werden. Abb. 5.17 zeigt die lichtmikroskopische Aufnahme eines Test-IDTs nach einer Belastung mit SAW bei einer Leistung von 3 W und einer Temperatur  $T_H = 100^\circ\text{C}$  für 77 h. Die Wellen haben den Test-IDT von unten nach oben durchquert und eine Schädigung hinterlassen, die durch helle Streifen gekennzeichnet ist. Zusätzlich dargestellt sind die Amplitudenprofile

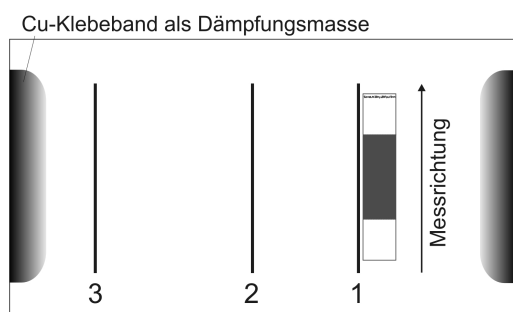
der Teststruktur (aus Abb. 5.16) direkt vor und hinter dem Test-IDT. Das Profil der in den IDT eintretenden Welle (unten) ist noch weitgehend homogen, was auch die gleichmäßige Schädigung mit leichter Verstärkung am Rand zeigt. Innerhalb des Test-IDTs kann durch die Ausbildung neuer Maxima die Veränderung des Wellenfeldes gut nachvollzogen werden. Gut sichtbar ist dies an den zunächst schwach und zum Ende des Test-IDTs stark



**Abb. 5.17** Lichtmikroskopische Aufnahme des Schädigungsmusters eines Test-IDTs sowie die Wellenfeldprofile vor und hinter dem Test-IDT. Die Abbildung erfolgte mit dem Stereomikroskop Olympus SZH10 unter Schräglicht, wodurch die geschädigten Bereiche aufgrund stärkerer Lichtstreuung hell erscheinen.

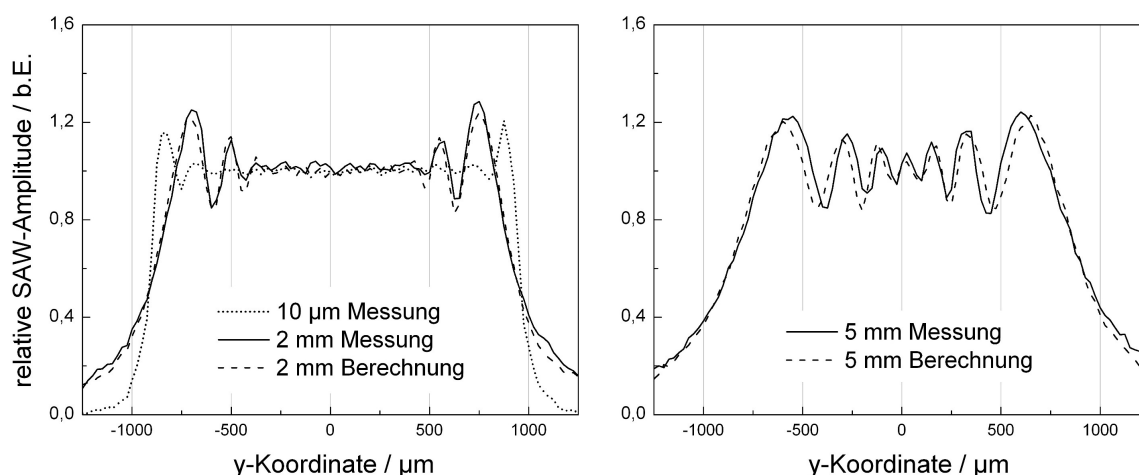
hervortretenden Maxima beiderseits der Elektroden. Das Wellenfeldprofil am Ende des IDTs ist mit dem Schädigungsmuster nahezu deckungsgleich. Es wird ebenfalls sichtbar, dass die Elektroden, welche zur Messung der Frequenzverschiebung bei Degradation genutzt werden, nur am Anfang homogen geschädigt werden, weiter hinten jedoch nur noch mittig stark degradiert sind. Da dies allerdings bei beiden Test-IDTs identisch ist, wirkt es sich nicht auf die Bestimmung der Lebensdauer aus.

Anhand der Veränderung des Wellenfeldes bei Ausbreitung auf einer freien, strukturlosen Oberfläche und dem Vergleich mit berechneten Profilen kann nachvollzogen werden, inwieweit der Oberflächenzustand der Probe die Wellenausbreitung beeinflusst. Dafür wurde eine SAW-Struktur in Cu-Damaszentechnologie ausgewählt, die nur den Sende-IDT enthält. Das Metallisierungssystem bestand aus Ta-Si-N/Cu mit einer Gesamtschichtdicke von 360 nm, in diesem Fall ohne abdeckende Barriere. Entsprechend Schema 5.18 wurde



**Abb. 5.18** Schematische Darstellung einer Probe die nur den Sende-IDT enthält. Das akustische Wellenfeld wurde an drei Stellen gemessen. Stelle 1: Abstand zum Sender ca. 10  $\mu\text{m}$ , Stelle 2: ca. 2000  $\mu\text{m}$ , Stelle 3: ca. 5000  $\mu\text{m}$ .

das Wellenfeld einseitig in drei verschiedenen Abständen vom Sender gemessen. Das Wellenfeld direkt neben dem Sender wurde als Startwert für eine sog. *ASoPW*-Berechnung (*ASoPW*, *Angular Spectrum Of Plane Waves*, [3]) verwendet, bei der für ein einmal bestimmtes Winkelspektrum die Wellenprofile an beliebigen Orten auf freier  $\text{LiNbO}_3$ -Oberfläche ermittelt werden können. Es wurden die Profile für die beiden Orte in 2 mm sowie in 5 mm Entfernung vom IDT berechnet. Abb. 5.19 zeigt im linken Diagramm sowohl die Startmessung direkt neben dem IDT, als auch das gemessene und das berechnete Profil für die Stelle 2 mm. Rechts sind die Ergebnisse für eine Entfernung von 5 mm vom Sende-IDT dargestellt.



**Abb. 5.19** Gemessene und berechnete Wellenfeldprofile einer SAW-Probe in Cu-Damaszentechnologie in unterschiedlichen Abständen vom Sender (Zuordnung entsprechend Abbildung 5.15). Abweichend von Abbildung 5.16 wurde das Wellenfeld in diesem Fall nur in einer Länge von 2500  $\mu\text{m}$  gemessen.

Beim Vergleich der in unmittelbarer Nähe zum Sender gemessenen Kurve (10  $\mu\text{m}$  neben dem Sender, ohne weitere Strukturen auf der Probe) mit den Kurven 1a und 1b in Abb. 5.16 (ebenfalls 10  $\mu\text{m}$  neben dem Sender, aber auf einer kompletten Teststruktur), zeigt sich bei der ersten Kurve ein glatterer Verlauf innerhalb der Apertur. Dies kann auf die fehlenden Strukturen neben dem Sender zurückgeführt werden, wodurch keine Reflexionen und stehenden Wellenanteile auftreten. Die berechnete und die gemessene Kurve im Abstand von 2 mm vom Sender sind nahezu gleich, woraus Rückschlüsse auf die Qualität der Oberfläche gezogen werden können. Bei der Herstellung der Damaschenstrukturen wird während

des CMP-Prozesses neben Cu auch  $\text{LiNbO}_3$  abgetragen. Die Wellenprofile zeigen, dass der dabei eingestellte Oberflächenzustand (z.B. Rauheit) sehr gut ist und die Eigenschaften des  $\text{LiNbO}_3$  offensichtlich erhalten geblieben sind. Bei zusätzlich aufgerauter oder amorphisierter Oberfläche würde durch eine stärkere Dämpfung das gemessene Wellenprofil vom berechneten abweichen und die Amplitude niedriger sein. Bei einem Abstand von 5 mm vom Sender weicht das gemessene Profil lateral gering vom berechneten Spektrum ab, was auf eine leicht veränderte winkelabhängige Wellenausbreitungsgeschwindigkeit auf der Probe hindeutet. Allerdings werden in realen SAW-Bauelementen nur selten solche großen Wege auf freier Oberfläche zurückgelegt.

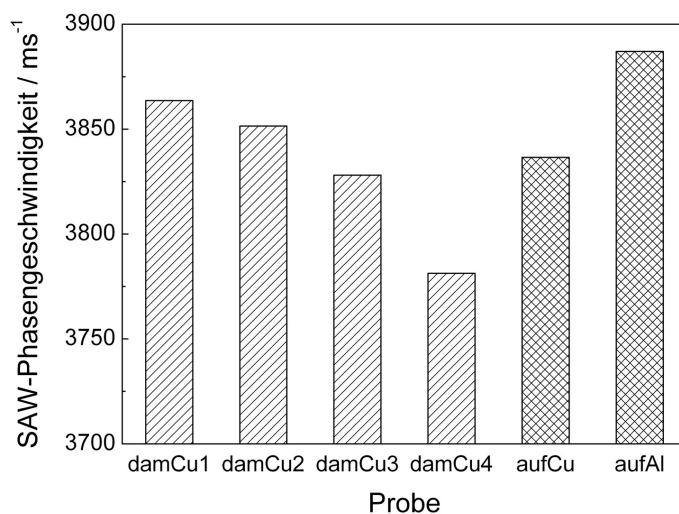
### 5.3 SAW-Entwurfparameter

Um die Eigenschaften der Damaszenstrukturen bezüglich der Verwendung für SAW-Bauelemente zu evaluieren, wurden die Entwurfparameter Kopplungsfaktor, Reflexionsfaktor sowie die SAW-Phasengeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Schichtdicke/Grabentiefe bestimmt. Zudem erfolgte der Vergleich mit einem aufliegenden Cu-basierten und einem Al-basierten Metallisierungssystem. Hierzu wurden wiederum Proben verwendet, die nur den Sende-IDT enthalten, um unerwünschte Wechselwirkungen mit weiteren Strukturen zu vermeiden. Die Damaszenstrukturen hatten alle den Schichtaufbau Ta-Si-N/Cu/Ta-Si-O/Ta-Si-N, wobei untere und obere Barriere die übliche Dicke von 20 nm aufwiesen. Die aufliegenden Proben hatten entweder die Schichtfolge Ta-Si-N(50nm)/Cu(250nm)/Ta-Si-N(50nm) oder Ti(10nm)/Al(340nm). Die Gesamtschichtdicken der Proben und die Nomenklatur sind in Tabelle 5.2 gezeigt. Mit Hilfe des Netzwerkanalysators wurden Kon-

**Tab. 5.2** Schichtdicken und Nomenklatur der vermessenen Proben zur Bestimmung von SAW-Entwurfparametern (dam=Damaszenstruktur; auf=auf-liegende Struktur).

Bezeichnung	Schichtdicke [nm]
damCu1	160
damCu2	190
damCu3	400
damCu4	760
aufCu	350
aufAl	350

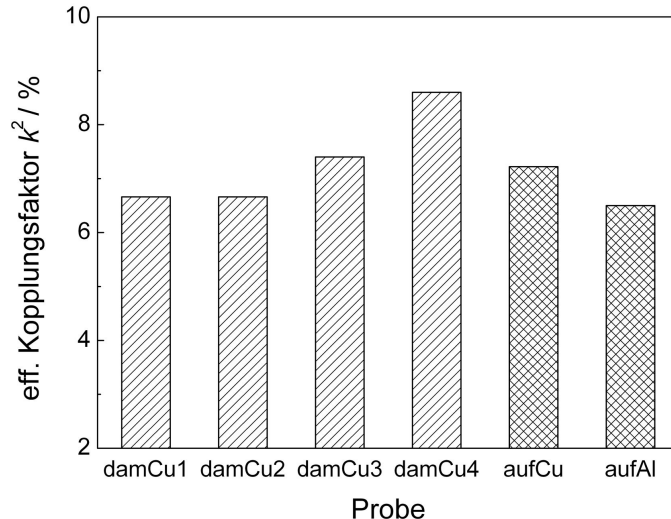
duktanzkurven aufgenommen, die unter Annahme eines Resonatormodells angepasst und aus denen schließlich die Entwurfparameter bestimmt wurden. Abb. 5.20 zeigt die ermittelten SAW-Phasengeschwindigkeiten der Proben. Da die Rayleighwellengeschwindigkeit in reinem Cu ( $v_R = 2173,9$  m/s) niedriger ist als in  $\text{LiNbO}_3$  ( $v_{\text{frei}} = 3978,0$  m/s), stellt die Cu-Schicht im Wesentlichen eine Massebelastung des Substrats dar, die mit zunehmender Schichtdicke zu einer Verringerung der SAW-Phasengeschwindigkeit führt. Gleiches gilt für eine Al-Schicht. Bei den Proben *damCu1* bis *damCu4* nimmt die Schichtdicke zu und dementsprechend die Phasengeschwindigkeit von 3864 m/s bis auf 3781 m/s ab. Der Vergleich zwischen *damCu3* und *aufCu* zeigt, dass es an dieser Stelle unerheblich ist, ob die Metallisierung vergraben ist oder auf dem Substrat aufliegt. Bei ähnlicher Dicke (400 nm bzw. 350 nm) weichen auch die Geschwindigkeiten nur gering voneinander ab. Zwischen dem aufliegenden Cu- (*aufCu*) und dem aufliegenden Al-System (*aufAl*) ist der Unterschied



**Abb. 5.20** SAW-Phasengeschwindigkeiten für Damaszenstrukturen mit verschiedenen Schichtdicken sowie Proben mit aufliegender Metallisierung.

trotz gleicher Gesamtdicke deutlich stärker. Dies ist dadurch zu begründen, dass Cu von vornherein eine größere Dichte als Al besitzt und zusätzlich noch insgesamt 100 nm Ta-Si-N der oberen und unteren Barriere mit einer hohen Dichte (etwa 12,5 g/cm<sup>3</sup>, [3]) vorhanden ist. Das Al-System hingegen besteht fast ausschließlich aus Al (10 nm Ti-Untergeschicht), welches eine geringere Massebelastung für das Substrat darstellt und dementsprechend die Geschwindigkeit von reinem LiNbO<sub>3</sub> nicht so stark verringert.

Die effektiven Kopplungsfaktoren  $k^2$  der Proben sind in Abb. 5.21 dargestellt. Der effek-

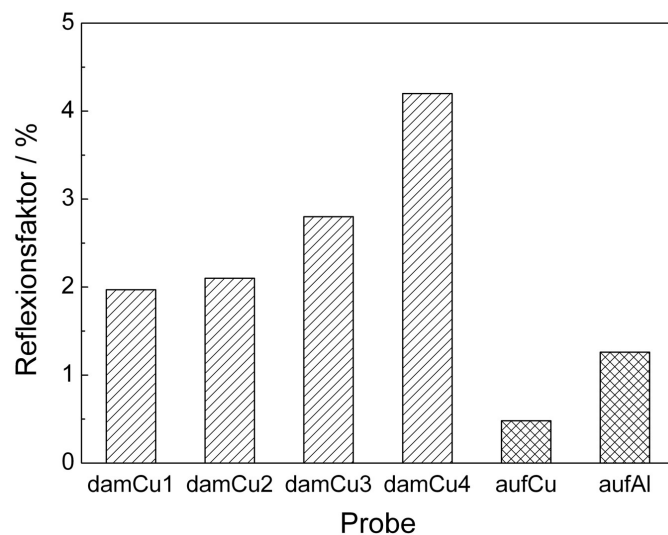


**Abb. 5.21** Effektive Kopplungsfaktoren für Damaszenstrukturen mit verschiedenen Cu-Schichtdicken sowie Proben mit aufliegender Metallisierung.

tive Kopplungsfaktor ist ein Maß für die piezoelektrische Anregbarkeit von akustischen Oberflächenwellen. Er beinhaltet die Eigenschaften des Substratmaterials und der Metallisierung. Das Diagramm zeigt, dass mit zunehmender Schichtdicke der Damaszenstrukturen der effektive Kopplungsfaktor ansteigt. Bei einer Schichtdicke von 760 nm beträgt er 8,6 %. Beim aufliegenden Al-System *aufAl* ist er etwa vergleichbar mit den nur ca. halb so dicken vergrabenen Cu-Systemen *damCu1* und *damCu2*. Mit einem höheren Kopplungsfaktor können bei gleichen sonstigen Eigenschaften die Bauelemente verkleinert werden, da für die gleiche Anregung weniger Elektroden benötigt werden. Mit der Wahl der Elektrodendicke

(Grabentiefe) steht ein zusätzlicher Parameter für den Entwurf von Bauelementen zur Verfügung.

Akustische Oberflächenwellen werden teilweise reflektiert, wenn sie auf eine Diskontinuität im Material treffen, an der sich die Ausbreitungsbedingungen sprunghaft ändern. Das kann beispielsweise an der Kante einer auf dem Substrat aufliegenden Metallschicht der Fall sein oder an der Grabenkante einer Damaszstruktur. Es ergibt sich ein mechanischer Reflexionsfaktor  $r_m$  der von der relativen Höhe der Stufe (bzw. der Tiefe des Grabens) und von der Massebelastung des aufliegenden Schichtmaterials abhängt. Bei stark piezoelektrischen Substraten führt ein leitfähiger Belag zudem zu einer elektrischen Komponente des Reflexionsfaktors  $r_e$ , deren Betrag vom Kopplungsfaktor abhängt. Der effektive Reflexionsfaktor  $r$  ergibt sich aus der Überlagerung von mechanischer und elektrischer Komponente. Die Vorzeichen beider Anteile können unterschiedlich sein, was dazu führen kann, dass sich beide Anteile zum Teil kompensieren. Das Diagramm in Abb. 5.22 stellt die Reflexionsfaktoren der vergrabenen sowie der aufliegenden Proben dar. Die Werte der beiden



**Abb. 5.22** Reflexionsfaktoren für Damaszstrukturen mit verschiedenen Schichtdicken/Grabentiefen sowie Proben mit aufliegender Metallisierung.

auffliegenden SAW-Strukturen sind im Vergleich zu den Damaszstrukturen deutlich verringert. Trotz der etwa zweifachen Dicke von *aufCu* verglichen mit *damCu1* beträgt der Reflexionsfaktor nur etwa ein Viertel. Es kann gut nachvollzogen werden, dass die Kante einer aufliegenden Elektrode die Oberflächenwelle nicht so stark beeinflusst, wie eine Elektrode der Damaszstruktur. Interessant ist die Tatsache, dass die aufliegende Cu-Struktur nur einen etwa halb so großen Reflexionsfaktor wie die aufliegende Al-Metallisierung hat. Da Cu eine höhere Dichte besitzt als Al, müsste eigentlich mit dem entgegengesetzten Verhalten gerechnet werden. Hier kommt jedoch offenbar die oben erwähnte teilweise Kompensation der elektrischen mit der mechanischen Komponente zum Tragen. Die Reflexionsfaktoren der Cu-Damaszstrukturen sind insgesamt höher als zunächst erwartet wurde. Bereits die dünnste Schicht *damCu1* mit 160 nm erreicht einen Wert von 2 %, während das dickste Metallisierungssystem mit den tiefsten Gräben von 760 nm einen Faktor von 4,2 % besitzt. Diese Eigenschaft macht die Cu-Damaszstrukturen u.a. sehr interessant für Anwendungen in Resonatorbauelementen, wo Reflektoren benötigt werden, die einen möglichst hohen Reflexionsfaktor besitzen.





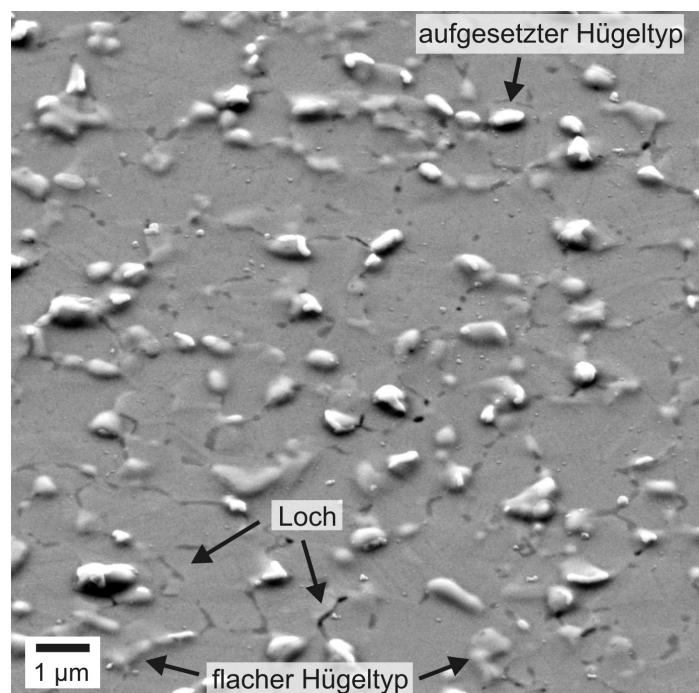
## 6 Degradation der Strukturen bei Leistungsbelastung

### 6.1 Schädigungsphänomene bei Damaszenstrukturen

#### 6.1.1 Verhalten der Deckschicht

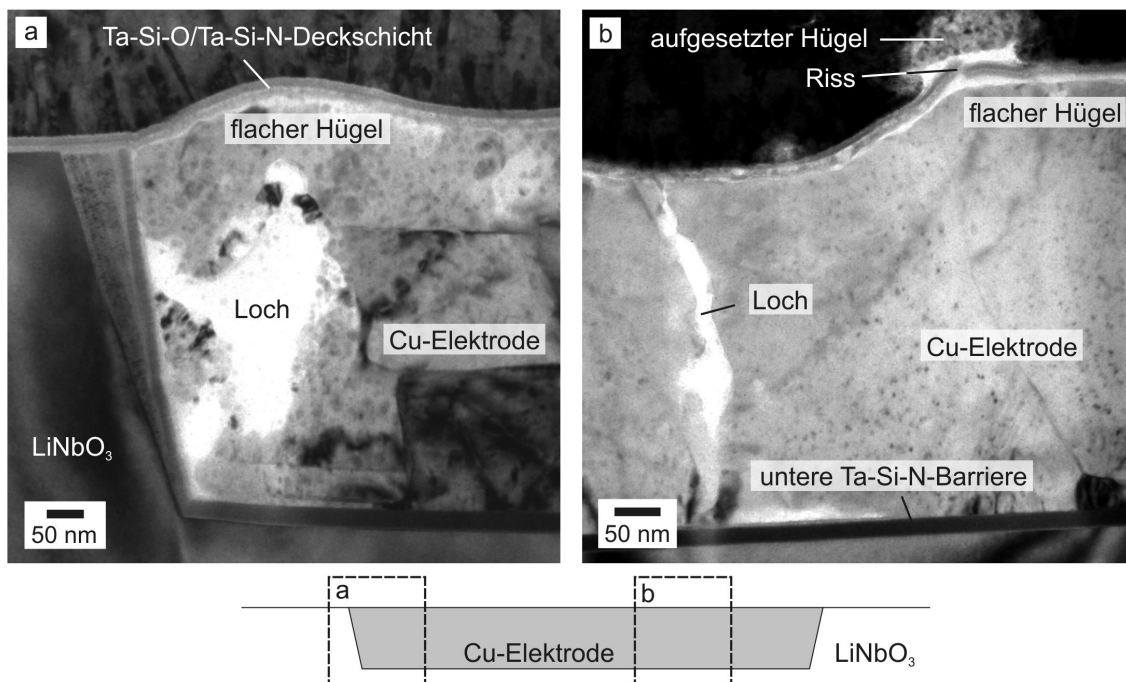
Die Degradation der Cu-Metallisierung ist im Wesentlichen durch zwei Merkmale gekennzeichnet. Es findet eine Lochbildung in der Schicht statt, wobei das entfernte Material an der Oberfläche in Form von Hügeln abgelagert wird. Abb. 6.1 veranschaulicht das typische Schädigungsbild der untersuchten Damaszenstrukturen. Die Schädigung der Proben

**Abb. 6.1** REM/SE-Bild (45° gekippt, ohne Verzerrungsausgleich) der Oberfläche einer SAW-Damaszenstruktur nach einer Belastung von  $P=4$  W,  $T_H=100$  °C,  $t=24$  h. Die Dicke der Cu-Schicht beträgt 465 nm.



ist qualitativ immer ähnlich. In Abhängigkeit von den Belastungsbedingungen Temperatur und SAW-Leistung gibt es jedoch Unterschiede in der Anzahl und der Ausprägung der Defekte. Zudem variiert die Schädigung in Abhängigkeit von der Cu-Schichtdicke der Proben. Dicke Schichten sind jeweils stärker geschädigt, während dünnere Filme nach der gleichen Zeit visuell weit weniger degradiert sind (vergl. Abb. 5.10). Es gibt zwei unterschiedliche Hügeltypen (Abb. 6.1). Zum einen flache Hügel, die sich im Grauwert kaum

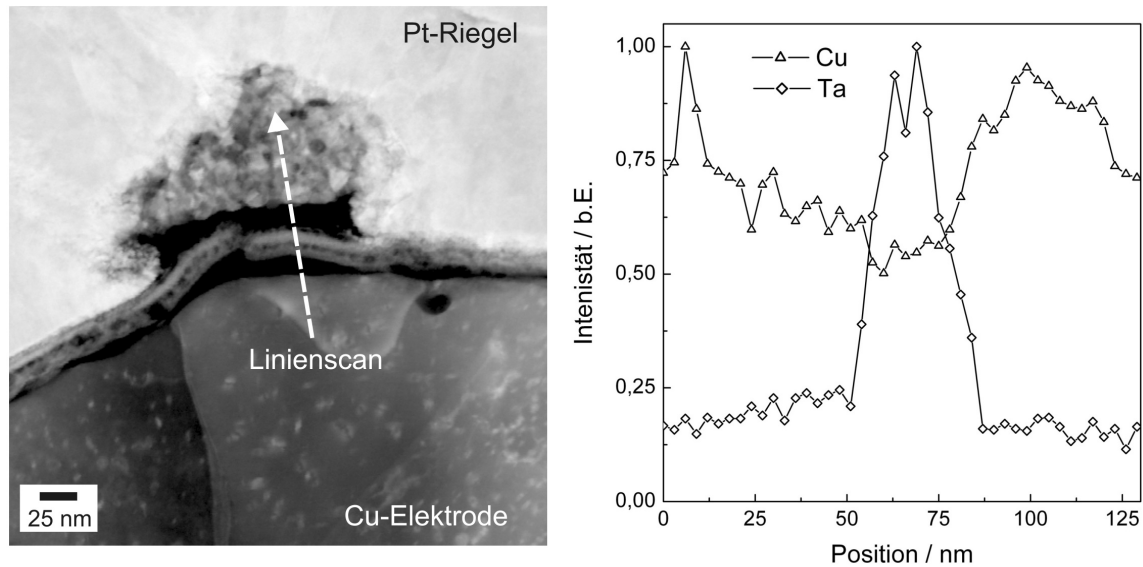
von der Umgebung absetzen (flacher Hügeltyp) und zum anderen sehr helle, kontrastreiche Stellen, die auf grauen Bereichen aufgesetzt zu sein scheinen (aufgesetzter Hügeltyp). Anhand von TEM-Querschnittspräparationen an einer Cu-Elektrode können diese beiden Typen zugeordnet werden (Abb. 6.2). Die beiden Hellfeldaufnahmen zeigen zwei Hügel



**Abb. 6.2** TEM-Hellfeldaufnahmen der geschädigten Metallisierung einer PVD/MS-Cu-Elektrode. Auf beiden Bildern sind Hügel und Löcher sichtbar, a) Hügel mit unversehrter Barriere (flacher Hügeltyp), b) Hügel mit aufgerissener Deckschicht und ausgetretenem Material (aufgesetzter Hügeltyp).

einer Cu-Elektrode. Im beigefügten Schema sind zur besseren Zuordnung die Aufnahmeorte dargestellt. Im Bild 6.2 a ist ein Hügel sichtbar, der sich direkt an einer Elektrodenkante befindet und von der Ta-Si-O/Ta-Si-N-Doppelbarriere bedeckt ist. An dieser Stelle hat sich Material abgelagert, was zu einer Verdickung der Elektrode führt. Die Barriere hat die ihr aufgezwungene Verformung unbeschädigt überstanden und sich nach oben ausgewölbt. Sie verhält sich demnach mechanisch flexibel, ist allerdings nicht stabil genug, um Verformungen von vornherein zu unterdrücken. Ein Hügel dieser Art ist in der Draufsicht als graue Erhebung sichtbar. Im nebenstehenden Bild 6.2 b ist dargestellt, was bei einer Überbeanspruchung der Barriere passiert. Sie kann dem Druck nicht mehr standhalten, reißt auf und erleichtert dem Hügel dadurch ein weiteres Wachstum. Damit geht auch die Barrierewirkung verloren, denn an der Defektstelle kann nun Material hindurchtreten. Auf der Oberfläche bilden sich dann Extrusionen, die, wie auch Abb. 6.1 bestätigt, immer auf bereits vorhandenen flachen (grauen) Hügeln entstehen und glocken- oder tunnelförmig ausgeprägt sind. Die erhöhte Ausbeute von Sekundärelektronen lässt die Defekte im REM/SE-Bild viel heller erscheinen als die Umgebung. In Abb. 6.3 ist zu sehen, dass sich direkt über dem Defekt kein Material befindet, sondern dass es sich erst weiter oben sowie beidseitig in einem gewissen Abstand abgelagert. Dies kann natürlich nicht für den gesamten

Hügel gelten, sondern es muss an irgendeiner Stelle Kontakt zur Rissstelle bestehen, um einen Diffusionsprozess zu ermöglichen. Gleiches gilt auch für den Bereich unterhalb der Barriere. Mit einer STEM-EDXS Elementanalyse wurde die Zusammensetzung der Ablagerungen untersucht (Abb. 6.3). Der Linienscan verlief entsprechend dem Pfeil mit Beginn



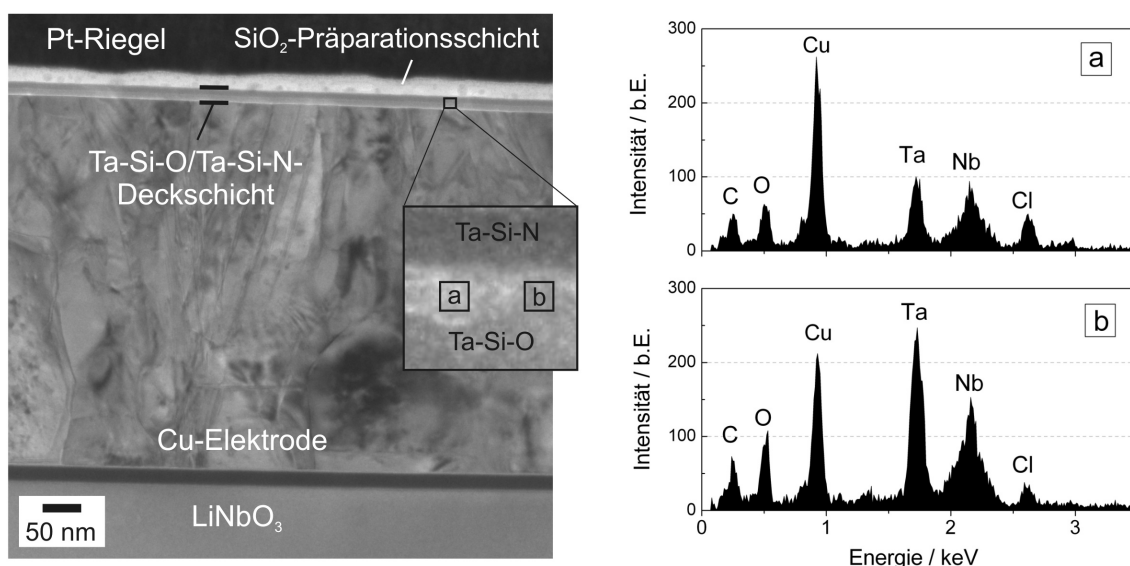
**Abb. 6.3** Vergrößerte Darstellung eines typischen aufgesetzten Hügels aus Abb. 6.2 b (STEM-Dunkelfeldabbildung, HAADF-Detektor, daher Kontrastumkehr verglichen mit Abb. 6.2 b). Das nebenstehende Diagramm zeigt den aus EDX-Spektren gewonnenen Verlauf des Cu- und des Ta-Signals entlang des eingezeichneten Linienscans.

in der Cu-Elektrode. Mit einer Schrittweite von 3 nm wurden EDX-Spektren aufgenommen und daraus die relativen Verläufe des Cu- und des Ta-Signals bestimmt. Die Barriere grenzt sich durch das Ta-Signal gut von der Umgebung ab. Über der Deckschicht steigt das Cu-Signal erneut an, was darauf schließen lässt, dass die Ablagerungen Cu enthalten. Das Cu kann nur aus der Elektrode stammen und durch die Defektstelle zur Oberfläche gelangt sein. Es liegt nahe, dass Cu oxidiert vorliegt, da überall wo es detektiert wurde auch in geringem Maße Sauerstoff auftrat.

Es ist davon auszugehen, dass ein Versagen der Deckschicht die Degradation der Metallisierung beschleunigt. Eine stabile Barriere kann bei der beginnenden Hügelbildung einen Gegendruck erzeugen und damit das Wachstum verlangsamen (siehe Abschnitt 2.4.2). Bricht die Schicht hingegen auf, so entsteht ein Konzentrationsgradient zur Oberfläche und ein Diffusionsprozess setzt ein, um den Gradienten auszugleichen. Um die Degradation zu behindern, erscheint es daher sinnvoll, die Deckschicht stabiler zu gestalten. Dies kann beispielsweise dadurch geschehen, dass eine dickere Barriere erzeugt oder ein mechanisch stabileres System gewählt wird. Wie bereits erwähnt, wurde in [7] für aufliegende Cu-Strukturen die Deckschicht  $\text{Ta}_{30}\text{Si}_{18}\text{N}_{52}$  in einer Dicke von 50 nm verwendet. Durch die verglichen mit der Doppelbarriere 2,5fache Dicke, werden die Cu-Elektroden regelrecht eingekapselt. Die Strukturen wurden ähnlich belastet wie in der vorliegenden Arbeit, zeigten jedoch etwas andere Schädigungsmuster. Das beschriebene Aufreißen der Barriere trat nicht auf und die Hügel hatten ein vermehrt flacheres und breiteres Erscheinungsbild [7].

Dies deutet auf eine mechanische Unterdrückung der Degradation durch die Deckschicht hin, während das für die Damaszenstruktturen verwendete Doppelschichtsystem dem Hügelwachstum anscheinend nur wenig entgegenzusetzen hat.

Die geringere Stabilität der Ta-Si-O/Ta-Si-N-Doppelschicht kann neben der geringeren Dicke auch mit deren Konstitution zusammenhängen. Abb. 6.3 zeigt, dass die Barriere nach der SAW-Belastung, und hier besonders die Ta-Si-O-Schicht, deutlich inhomogen mit hellen und dunklen Bereichen ist. Im Ausgangszustand konnte ein ähnlicher Aufbau registriert werden. Die morphologischen Unterschiede deuten aufgrund der massenabhängigen Streuung der Elektronen auf eine lokal unterschiedliche Zusammensetzung der Ta-Si-O-Schicht hin. In Abschnitt 4.1.7 wurden die Ergebnisse der elektrischen und strukturellen Untersuchungen des Doppelschichtsystems vorgestellt. Bei der Bestimmung der chemischen Zusammensetzung mit AES und HF-GD-OES (siehe Abb. 4.18) deutete sich besonders mit der letzteren Methode an, dass die Ta-Si-O-Schicht bereits im Ausgangszustand Cu enthält. Analytische TEM-Messungen an der Barriere einer SAW-Damaszenstruktur, ebenfalls im Ausgangszustand, können diese These unterstützen (Abb. 6.4). In der Ab-



**Abb. 6.4** TEM-Hellfeldbild einer PVD/MS-Cu-Elektrode in Damaszentechnologie im Ausgangszustand. Der vergrößerte Ausschnitt zeigt die Barriere mit verschiedenen hellen Bereichen in der Ta-Si-O-Schicht. Die Spektren der STEM-EDXS-Messungen sind daneben abgebildet und können entsprechend der Bezeichnung der Messstelle zugeordnet werden.

bildung ist die zweigeteilte Barrierschicht sichtbar. Auf dem Cu befindet sich zunächst die Ta-Si-O-Schicht, gefolgt von der etwa gleich dicken Ta-Si-N-Schicht. Der vergrößerte Ausschnitt zeigt die Messstelle mit unterschiedlich hellen Bereichen. Da es sich um ein TEM-Hellfeldbild handelt, stellen die dunkleren Bereiche eine höhere mittlere Ordnungszahl dar. An den mit Rechtecken markierten Stellen wurden EDX-Spektren aufgenommen, indem der Bereich für 60 s mit dem Elektronenstrahl abgerastert und die entstehende Röntgenstrahlung detektiert wurde. Die Spektren sind neben dem Bild dargestellt. Durch die hohe Ordnungszahl (OZ) von Ta werden die Elektronen stark gestreut, wodurch in jedem Fall auch Cu aus einer größeren Umgebung mit angeregt wird. Dass Cu in der Barriere

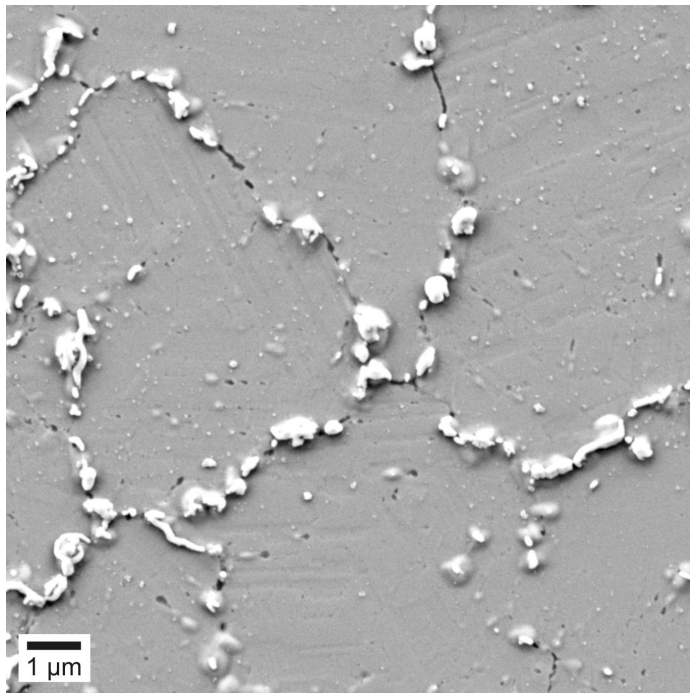
tatsächlich vorhanden ist, kann aus dem sich ändernden Peakflächenverhältnis Cu/Ta entnommen werden. Im Spektrum 6.4 a des hellen Bereiches ist das Verhältnis zugunsten Cu verschoben. Hier ist weniger Ta vorhanden, was mit der niedrigeren mittleren OZ korreliert. Das zweite Spektrum, 6.4 b (dunkler Bereich in der Barriere), zeichnet sich durch ein deutlich höheres Ta-Signal aus, während der Cu-Peak etwas geringer ausfällt. Auch hier passt der Grauwert zur höheren mittleren OZ. Es ist demnach davon auszugehen, dass zumindest die hellen Bereiche bereits im Ausgangszustand Cu enthalten. Unklar ist allerdings, worauf die Anreicherung zurückzuführen ist. Da die bei der Abscheidung der Barriere kondensierenden Teilchen sehr geringe Energien haben (wenige eV), kann eine sputterinduzierte Aufräumung ausgeschlossen werden. Möglicherweise enthält die Ta-Si-O-Schicht aber kristalline Anteile und die Korngrenzen ermöglichen eine Cu-Diffusion, die dann an der Grenzfläche zur amorphen Ta-Si-N-Schicht stoppt und zur Anreicherung von Cu führt. Auf jeden Fall ist auf den hohen Anteil von Sauerstoff in der Barriere (70 at-%, siehe Tabelle 4.2) hinzuweisen. Dadurch wäre eine weitere Erklärung, dass ungebundener O teilweise rekombiniert und zu Poren führt, die für das darunter liegende Cu zugänglich sind. Der Nachweis von Cu in der Ta-Si-O-Schicht lässt die Barrierewirkung der gesamten Schicht zweifelhaft erscheinen.

Neben ihrer Wirkung als Barriere und der mechanischen Festigkeit der Deckschicht ist auch deren Haftung von besonderer Bedeutung für den Schädigungsprozess. Sie kann die Grenzflächendiffusion zwischen Elektrode und Cu stark beeinflussen und damit zur Degradation beitragen. Um eine Diffusion an der Oberfläche zu verringern, reicht es jedoch nicht aus, eine Deckschicht abzuschneiden, sondern diese muss auch möglichst gut auf dem Cu haften und damit wenig freies Volumen für einen Materialtransport zur Verfügung stellen. Gleiches gilt für die Grenzfläche zwischen substratseitiger Barriere und der Cu-Schicht. Im Zusammenhang mit Elektromigrationsuntersuchungen konnte gezeigt werden, dass Cu bei einer Verhinderung des Materialtransportes über die Oberfläche (mit Barriere wird sie zu einer Grenzfläche) durch eine besonders gute Haftung der Deckschicht, äußerst widerstandsfähig gegen Migration ist. Bei schlechter Haftung ist die Zuverlässigkeit allerdings deutlich geringer [157]. Die typischen Schädigungsmerkmale der Akustomigration zeigen, dass die Grenzflächendiffusion ein wichtiger Transportpfad für das Material ist, wobei besonders die Entstehung von Hügeln diesen Mechanismus voraussetzt. Weiter oben wurde gezeigt, dass die Ta-Si-O-Schicht der Doppelbarriere inhomogen ist und einen hohen O-Anteil besitzt. Dies kann sich negativ auf die Grenzflächeneigenschaften auswirken, wobei angemerkt werden muss, dass (makroskopische) Haftungsprobleme nicht beobachtet wurden. Die TEM-Untersuchungen an geschädigten Proben zeigen allerdings häufig freies Volumen zwischen der Deckschicht und der Cu-Elektrode. Dies ist besonders gut in der Abb. 6.3 zu sehen. Da es sich um eine Aufnahme im STEM-HAADF-Modus (HAADF - Weitwinkel-Dunkelfeld-Ringdetektor) handelt, werden nur Elektronen berücksichtigt die zu großen Winkeln gestreut wurden, wodurch schwarze Bereiche als materialfrei bzw. -arm identifiziert werden können. Das fehlende Material zeigt, dass an diesen Stellen eine Stoffbewegung stattgefunden hat. Bei SAW-Strukturen mit aufliegendem Cu-Metallisierungssystem und der Deckschicht  $\text{Ta}_{30}\text{Si}_{18}\text{N}_{52}$  wurden solche Bereiche nicht beobachtet [7], was darauf hindeutet, dass an dieser Grenzfläche die Diffusion stärker behindert wird.

### 6.1.2 Schädigungsorte und Defektmorphologie

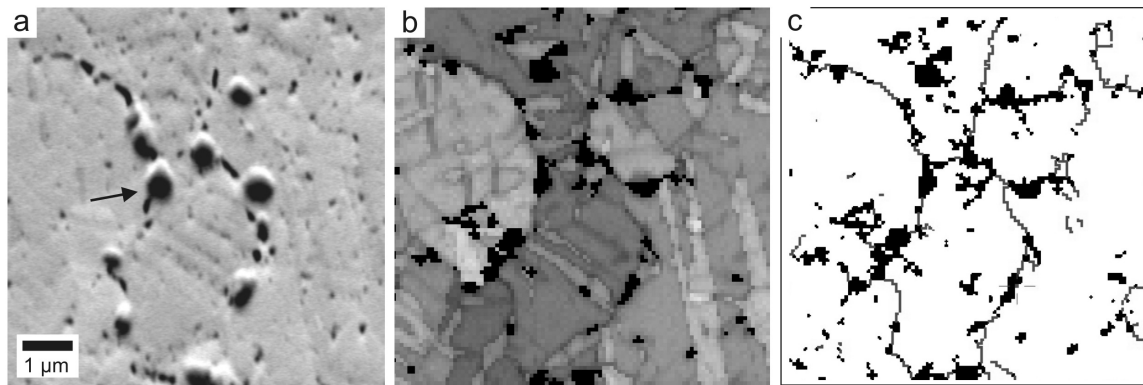
#### Schädigung an Korngrenzen

Die Schädigung der SAW-Metallisierungen in Cu-Damaszentechnologie steht in enger Beziehung zu den Korngrenzen des Materials. Dies konnte bereits für aufliegende Al- [10, 64] und Cu-basierte Metallisierungen [7] gezeigt werden. Besonders deutlich wird es jedoch bei elektrochemisch abgeschiedenen Cu-Schichten mit deren nach der Raumtemperaturumwandlung vergleichsweise großen mittleren Korngröße (Abb. 6.5). Das Bild zeigt, dass so-



**Abb. 6.5** REM/SE-Bild (mit Deckbarriere) einer geschädigten ECD-Cu-Metallisierung (Belastung:  $P=3,5$  W,  $T_H=100$  °C,  $t=120$  h). Neben einer dominant hervortretenden Aneinanderreihung größerer Defekte ist innerhalb der Körner eine Substruktur kleinerer Schädigungen auffällig.

wohl die Löcher als auch die Hügel perlenschnurartig entlang bestimmter Pfade angeordnet sind. Je drei dieser Pfade treffen in einem Tripelpunkt unter einem Winkel von etwa  $120^\circ$  aufeinander. Dies spricht dafür, dass es sich um die Korngrenzen des Materials handelt. Eindeutig kann dies durch Kornorientierungsbestimmungen an einer geschädigten Cu-Schicht mit der REM/EBSD-Technik bestätigt werden (Abb. 6.6). Nach Entfernung der Doppelschichtbarriere wurde die Messstelle mit REM/SE unter einem Winkel von  $70^\circ$  aufgenommen (Abb. 6.6 a). Bei den dunklen, runden Bereichen unterhalb von Hügeln (Pfeilmarkierung) handelt es sich um Abschattungen durch die Hügel und nicht um Löcher. Diese sind meist länglich und zwischen den Hügeln angeordnet (auf die Vielzahl kleiner schwarzer Löcher wird im Folgenden noch einzugehen sein). Das mittlere Bild 6.6 b zeigt anhand unterschiedlicher Grauwerte einen Orientierungskontrast der betreffenden Stelle, wodurch sich die Kristallite eindeutig voneinander abgrenzen. Löcher und Hügel sind in dieser Darstellung einheitlich schwarz, da beide keine verwertbaren *Kikuchi*-Beugungsmuster für die Auswertung liefern (sog. Nulllösungen). Größere Defekte befinden sich hauptsächlich an den Grenzflächen zwischen den Körnern, was in Bild 6.6 c noch deutlicher zu sehen ist, da hier die aus dem Orientierungsbild rekonstruierten Korngrenzen zusätzlich zu den Defektstellen abgebildet sind. Die Untersuchungen zeigten keine Korrelation zwischen dem



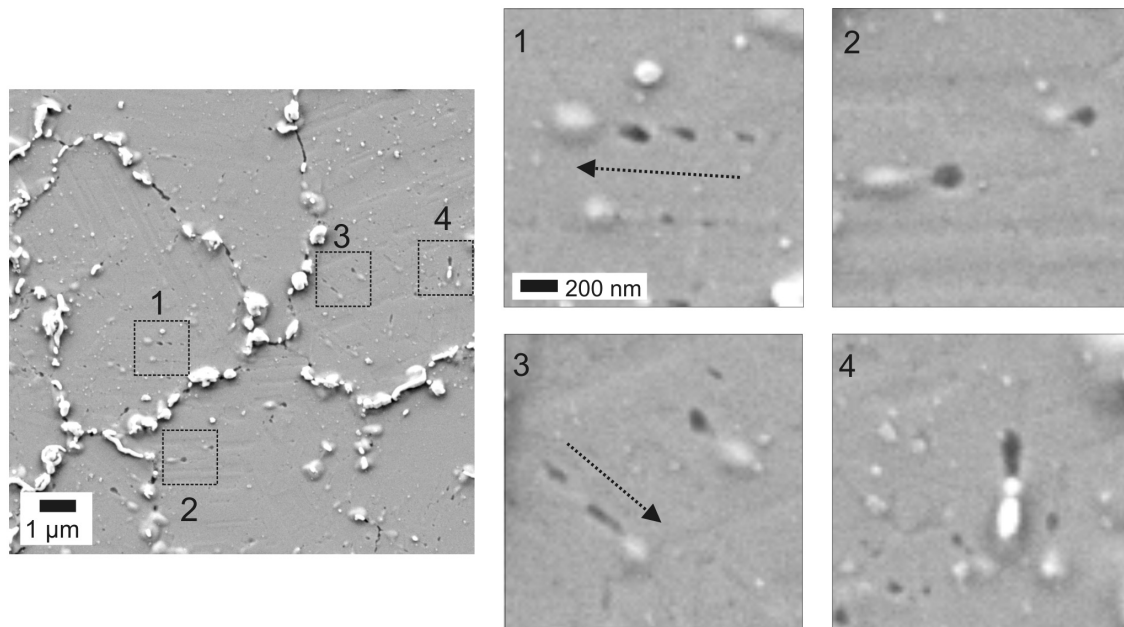
**Abb. 6.6** REM/EBSD-Untersuchung einer geschädigten ECD-Cu-Schicht (gleiche Belastungsparameter wie in Abb. 6.5 aber andere Probenstelle). Dargestellt sind: a) das REM/SE-Bild der Messstelle, b) der Kornorientierungskontrast, c) die Nulllösungen sowie die rekonstruierten Korngrenzen. Vor der Untersuchung wurde in einem Ätzschritt die Ta-Si-O/Ta-Si-N Barriere mit 15 %iger HF entfernt.

Typ der Korngrenze bzw. dem Orientierungsunterschied der benachbarten Kristallite und dem Auftreten von Defekten. Ebenso wenig konnte ein Zusammenhang bezüglich der Lage der Korngrenze und der Ausbreitungsrichtung der akustischen Wellen ausgemacht werden. Löcher und Hügel sind entlang der Grenze i.d.R. abwechselnd aufgereiht, wenngleich manchmal auch Bereiche mit verstärkter Hügel- oder Lochkonzentration zu beobachten sind. Das Material kann lateral in der Korngrenze transportiert werden, wobei sich Löcher bilden, es kann sich aber auch bevorzugt normal zur Schichtebene bewegen, was zur Entstehung von Hügeln führt. Unterhalb von Hügeln sind die Korngrenzen überwiegend nicht verbreitert. An Korngrenzentrifelpunkten kann sowohl Loch- als auch Hügelwachstum beobachtet werden, wobei letzteres anscheinend häufiger auftritt (siehe Abb. 6.5).

### Schädigung im Korninneren

Neben den offensichtlichen Defekten an den Korngrenzen sind in Abb. 6.5 innerhalb der Körner eine Vielzahl sehr kleiner Löcher und Hügel zu sehen. Nach Entfernung der Deckschicht (Bild 6.6a) zum Zweck der EBSD-Messungen treten die Löcher deutlich hervor. Die Hügel, besonders die vom aufgesetzten Typ, werden beim Ätzen stärker abgetragen. Vergrößerte Ausschnitte aus Abb. 6.5 zeigen, dass die kleinen Defekte innerhalb der Körner nicht willkürlich angeordnet sind, sondern zumeist linear (Abb. 6.7). Das Gefüge der ECD-Schichten weist eine hohe Dichte von Zwillingen auf, die sich aufgrund der niedrigen Stapelfehlerenergie von Cu während des *self-annealing* bilden. Die Anordnung der Defekte in Abb. 6.7 lässt darauf schließen, dass sie entlang von Zwillingsgrenzen gebildet wurden. Dies zeigt sich auch zum Teil bei den im Orientierungskontrastbild 6.6 b sichtbaren Zwillingslamellen, die vereinzelt von kleinen schwarzen Bereichen (Nulllösungen = Loch oder Hügel) begrenzt werden. Ferner befinden sich häufig in unmittelbarer Nähe von Löchern auch Hügel. Typische Folgen sind in Bild 6.7 1 und 3 mit einem Pfeil gekennzeichnet. Auf jeweils zwei bis drei Löcher folgt ein Hügel. Die Cu-Atome sind demnach in der Lage, sowohl in der Schichtebene als auch in Normalenrichtung entlang von bestimm-

ten Zwillingsgrenzen zu diffundieren. Bislang wurde stets davon ausgegangen, dass bei Cu-Metallisierungen im Wesentlichen Klein- und Großwinkelkorngrenzen aufgrund ihres freien Volumens<sup>1</sup> Orte bevorzugter Materialdiffusion sind [10]. Kohärente Zwillingsgren-

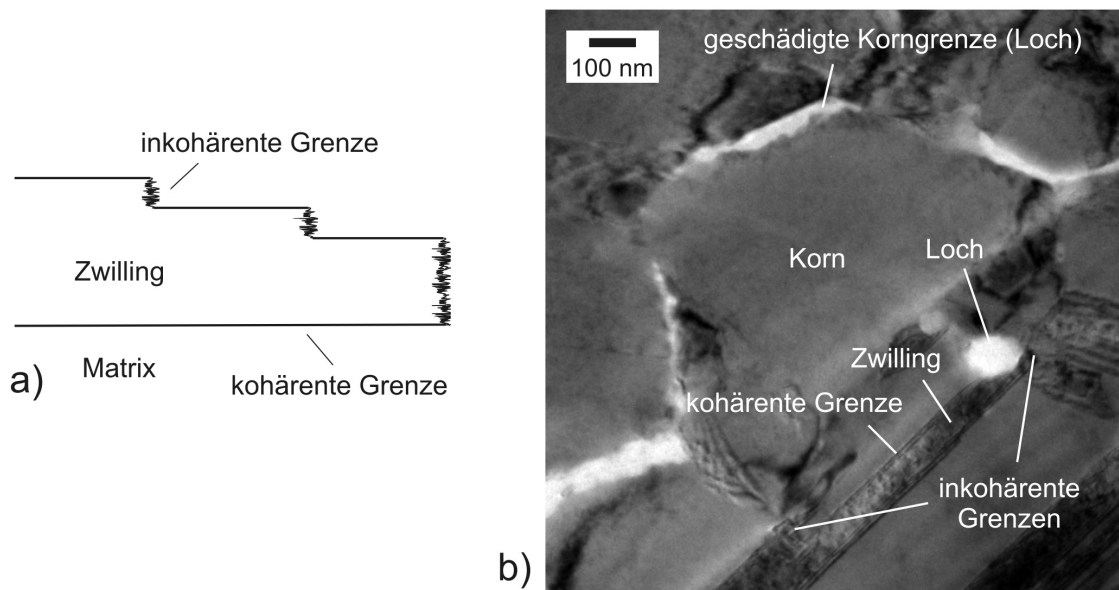


**Abb. 6.7** REM/SE-Bild des Sub-Schädigungsmusters bestehend aus Löchern und Hügeln innerhalb von Kristalliten. Die markierten Bereiche sind rechts vergrößert dargestellt. Pfeile markieren typische Defektanordnungen.

zen stellen aus kristallographischer Sicht eine Änderung der Stapelfolge des Kristalls dar und zeichnen sich durch Defektfreiheit in der Grenze aus [34]. Für einen Materialtransport wäre deshalb der Mechanismus der Volumendiffusion notwendig, die jedoch infolge der niedrigen homologen Temperatur der Metallisierung während der Belastungsexperimente ( $T \approx (0,26 \dots 0,32) T_m$ , in Kelvin) eher unwahrscheinlich ist. Zwillingsgrenzen mit kohärenter Grenzfläche können nicht innerhalb eines Kristalls enden. Ist dies dennoch der Fall, entstehen inkohärente Grenzen, die schematisch in Abb. 6.8 a dargestellt sind [93]. Die inkohärenten Zwillingsgrenzen enthalten im Gegensatz zu kohärenten Grenzen Defekte, wie beispielsweise Versetzungen und Leerstellen und stellen somit Diffusionspfade zur Verfügung. TEM-Untersuchungen wie in Abb. 6.8 b zeigen, dass in den untersuchten Metallisierungen solche inkohärenten Zwillingsgrenzen auftreten. Für diese Abbildung wurde die TEM-Probe in Schichtebene präpariert, durch Schleifen und anschließende Ionendünung. Die hellen länglichen Bereiche zeigen reguläre Korngrenzen, die nach der Schädigung verbreitert sind. Im unteren Bereich des Bildes ist eine Zwillingslamelle sichtbar, die sowohl kohärente als auch inkohärente Bereiche aufweist. Ferner ist an der Lamelle ein Loch zu sehen, welches sich anscheinend in unmittelbarer Nähe eines inkohärenten Bereiches befindet. Es erscheint daher möglich, dass sich bei der Belastung von Cu-Schichten

<sup>1</sup>Zwillingsgrenzen stellen eigentlich einen Sonderfall von Großwinkelkorngrenzen dar. Sie sollen jedoch hier bezüglich des Ordnungszustandes in der Grenze von ihnen unterschieden werden.





**Abb. 6.8** a) Schematische Darstellung von kohärenten (horizontal) und Segmenten inkohärenter Zwillingsgrenzen (vertikal). Schema aus [93]. b) TEM-Hellfeldbild einer in Schichtebene abgedünnten, geschädigten ECD-Cu-Metallisierung (Belastung:  $P=3,5$  W,  $T_H=100$  °C,  $t=120$  h).

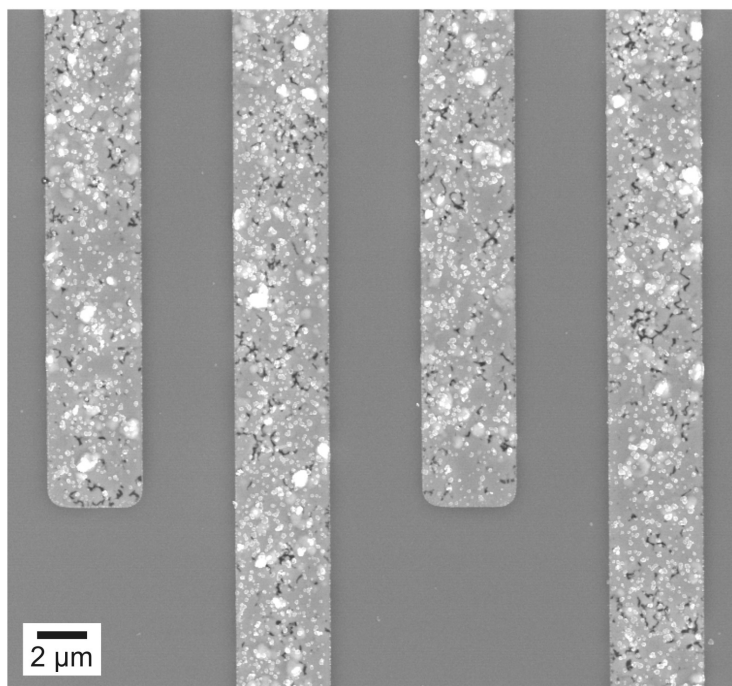
mit akustischen Oberflächenwellen Defektstrukturen auch an Zwillingsgrenzen bilden. Die Intensität der Schädigung an diesen Stellen ist allerdings deutlich geringer als bei regulären Groß- bzw. Kleinwinkelkorngrenzen. Dafür sind die Defektstellen sehr zahlreich und homogen über die gesamte Oberfläche verteilt.

Die Untersuchungen zeigen, dass ein geringerer Korngrenzenanteil in der Schicht durch eine größere mittlere Korngröße nicht zwangsläufig zu weniger Defekten führt. In diesem Fall kann der Materialtransport zumindest teilweise über andere Pfade, wie beispielsweise inkohärente Zwillingsgrenzen, ausgeglichen werden.

### Schädigung an Grabenkanten

Interessant für die SAW-Anwendung ist die Frage, inwieweit an den Kanten der Metallisierung bzw. an den Grabenrändern eine spezifische Schädigung auftritt. Abb. 6.9 zeigt einzelne Elektroden einer außerordentlich stark geschädigten Cu-Damaszenstruktur. Die Cu-Schicht ist homogen mit Löchern und Hügeln bedeckt, wobei keine spezifische oder verstärkte Schädigung an den Rändern der Elektroden beobachtet werden kann.

Eine Versagensursache von hochbelasteten SAW-Bauelementen mit aufliegender Al-basierter Metallisierung sind elektrische Kurzschlüsse zwischen Elektroden. Sie entstehen, wenn durch Degradation außerordentlich lange und schmale Extrusionen seitlich aus der Elektrode austreten und zur benachbarten Elektrode wachsen oder wenn sich zwei entgegengesetzt wachsende Extrusionen berühren [10, 59, 60]. Das ist besonders im Zuge steigender Frequenzen und damit abnehmender Elektrodenabstände kritisch. Bei vergrabenen Metallisierungen ist ein solches seitliches Wachstum nicht möglich, was als großer Vorteil gewertet werden muss. Da die Elektroden im Substrat eingelegt sind, hat nur die Ober-



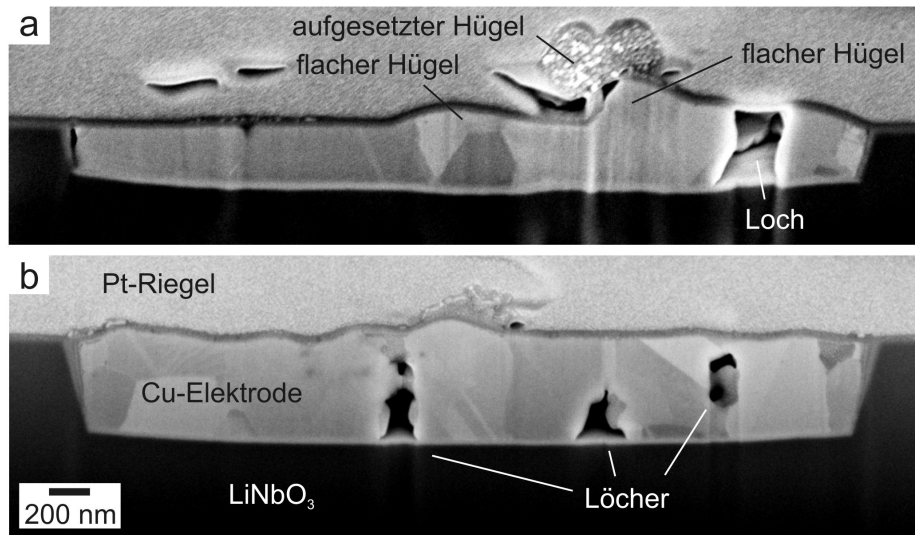
**Abb. 6.9** REM/SE-Bild stark degradierter Cu-Elektroden einer SAW-Damaszenstruktur (mit Deckbarriere).

fläche Kontakt zur umgebenden Atmosphäre, während die drei anderen Grenzflächen der Elektroden von Substrat umgeben und damit eingekapselt sind. Wenngleich bei Cu die Hügel ohnehin eher flach sind, zeigt Abb. 6.9 dennoch, dass kein Hügel zur Seite wächst, sondern ausschließlich in Richtung der Oberflächennormale.

### Morphologie der Defekte

Die Morphologie der Hügel, welche bei der Degradation von Cu-Metallisierungen entstehen, ist teilweise anders als bei Al-Schichten. Während bei Al die Hügel häufig lang und schmal sind (in [64] als *high aspect ratio extrusions* bezeichnet), tritt diese Art bei Cu nicht auf. Vielmehr sind die Hügel bei aufliegenden Cu-Metallisierungen eher flach und breit und sind in jedem Fall mit dem Substrat verwachsen [7, 10]. Ähnliches gilt auch für die Hügel, die bei Cu-Damaszen-Metallisierungen auftreten. Die Hügel stellen meist Verdickungen von Körnern dar, wobei sich die Kristallgeometrie ungestört fortsetzt. Unterschieden werden muss hierbei zwischen PVD/MS- und ECD-Cu-Schichten. Während sich bei ersteren aufgrund der geringeren Korngröße durchaus ganze Körner verdicken können, bilden sich bei ECD-Schichten größere Hügel hauptsächlich in der Nähe von Korngrenzen, während die übrigen Bereiche des Kristalliten (bis auf die kleinen Defekte) unverändert bleiben (siehe Abb. 6.5). Es scheint, als ob die Ausdehnung der Hügel normal zur Schichtebene im Mittel etwas größer ist als bei aufliegenden Cu-Metallisierungen. Auch ist die Form nicht immer flach und breit, sondern kann durchaus auch eckig sein (Abb. 6.10). Dies hängt mit der bereits diskutierten zu geringen Dicke und wahrscheinlich auch der schlechteren mechanischen Stabilität der verwendeten Deckschicht zusammen, die das Hügelwachstum im Gegensatz zur aufliegenden Cu-Metallisierung nicht ausreichend unterdrücken kann (siehe Abschnitt 6.1.1).

Auch die Löcher ähneln denen aufliegender Cu-Schichten. Ihr Wachstum beginnt meist an Stellen, wo eine Korngrenze auf die untere Barriere trifft [7]. Zunächst bildet sich ein kleines Loch, welches sich dann sowohl lateral entlang der Korngrenze als auch nach oben ausbreitet (Abb. 6.10). Die mit dem fokussierten Ionenstrahl (FIB-Technik) präparierten



**Abb. 6.10** REM/SE-Bilder geschädigter PVD/MS-Cu-Elektroden (FIB-Querschnittspräparationen). a) Belastung:  $P=3$  W,  $T_H=120$  °C,  $t=56$  h, b) Belastung:  $P=4$  W,  $T_H=100$  °C,  $t=25$  h.

Querschnitte zeigen für die Degradation typische Löcher. In Bild 6.10 b befinden sich zwei Löcher an der unteren Grenzfläche und eines innerhalb der Schicht. Die Morphologie der Löcher kann sehr unterschiedlich sein. Im Querschnitt haben sie häufig die Form eines umgedrehten Trichters oder sind rund, was auf eine Kanalforn schließen lässt. In welchem Entwicklungsstadium sich die Löcher befinden, kann nur vermutet werden, da einzig die Schnittebene sichtbar ist. Im fortgeschrittenen Stadium der Degradation können sich regelrechte unterirdische Netzwerke von Hohlräumen bilden, wobei sich hauptsächlich die Korngrenzen verbreitern. Das Ausmaß der Hohlräume ist in Draufsicht nicht sichtbar, sondern wird erst bei FIB-Querschnittspräparationen deutlich.

## 6.2 Ableitung einer Schädigungshypothese

### 6.2.1 Belastungssituation in der Metallisierung

Die akustischen Oberflächenwellen verursachen Partikelverschiebungen im Substratmaterial, die aufgrund der Haftung von der Metallisierung mitgetragen werden müssen. An dieser Stelle bestehen geringe Unterschiede zu aufliegenden Metallisierungen, die nur an ihrer Unterseite mit dem Substrat verbunden sind, während die Damascenstrukturen zusätzlich seitlich an das Substrat angrenzen. Dies spielt jedoch nur bei schmalen Elementen wie z.B. Elektroden eine Rolle, wohingegen es bei ausgedehnten Schichtbereichen an Bedeutung verliert. Im Metall wechseln Dehnungen und Stauchungen sinusförmig einander ab. Das resultiert in einem alternierenden Spannungszustand, bei dem im Idealfall die Mittelspannung null ist und die Metallisierung in einem Halbzyklus unter Druck- und im zweiten unter Zugspannungen steht. Praktisch ist die Mittelspannung i.d.R. jedoch ungleich null, da die Metallisierung intrinsische Spannungen enthält. Diese Eigenspannungen entstehen während der Abscheidung bzw. im Zuge nachträglicher Gefügeveränderungen. Bei ECD-Schichten liegen sie im niedrigen Druck- bzw. Zugspannungsbereich (ca. -33 MPa bis +21 MPa), bei PVD/MS-Schichten im mittleren Zugspannungsbereich (ca. +75 MPa bis +170 MPa, siehe Abschnitt 4.2.3).

Hinzu kommen thermische Spannungen, die durch den Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten zwischen Schicht und Substrat entstehen und deren Höhe von der Temperatur abhängt. Bei der Verwendung von Cu als Schichtmaterial bilden sich bei Temperaturerhöhung Druckspannungen im Cu aus, die allerdings deutlich geringer als bei Al ausfallen (siehe Abschnitt 2.5.1). Bei einer Temperaturerhöhung um 100 K und einem spannungsfreien Ausgangszustand ergibt sich für die Kombination Cu/LiNbO<sub>3</sub> schätzungsweise eine thermische Druckspannung von  $\sigma_{th} = -68$  MPa und für Al/LiNbO<sub>3</sub>  $\sigma_{th} = -111$  MPa<sup>2</sup>. In günstigen Fällen können sich somit herstellungsbedingte Eigenspannungen sowie thermische Spannungen teilweise kompensieren und die Metallisierung ist bei der Belastungstemperatur weitgehend spannungsfrei.

Verglichen mit früheren Arbeiten zu Ermüdungsexperimenten an dünnen Schichten [104] ist die Belastung extrem hochfrequent (ca. 130 MHz). Allerdings sind die Dehnungsamplituden niedriger, wodurch höhere Zyklenzahlen möglich sind. Diese liegen bei etwa  $1,3 \cdot 10^8$  Zyklen, wobei die durchschnittliche Belastungsdauer bis zum Erreichen des Versagenskriteriums etwa einen Tag beträgt ( $= 1,1 \cdot 10^{13}$  Zyklen). Im Unterschied dazu tritt im HCF-Regime das Versagen bereits nach etwa  $10^6$  -  $10^7$  Belastungszyklen auf (siehe Abschnitt 2.5.2).

Die extremen Beanspruchungsbedingungen der Proben führen in der Cu-Metallisierung zu einer Loch- und Hügelbildung an den Korngrenzen, wobei auch eine deutlich geringere Materialumlagerung im Korninneren beobachtet wird. In keinem Fall wurden Schädigungsmerkmale gefunden, die bei Belastung von Dünnschichten im LCF- und HCF-Regime auftreten (siehe Abschnitt 2.5.2). Eine Sättigung der Schädigung setzt erst nach sehr langer Belastungszeit bzw. bei sehr starker Degradation ein. Darüber hinaus wird die Schädigung durch die Beschaffenheit der Grenzflächen sowie der Deckschicht beeinflusst.

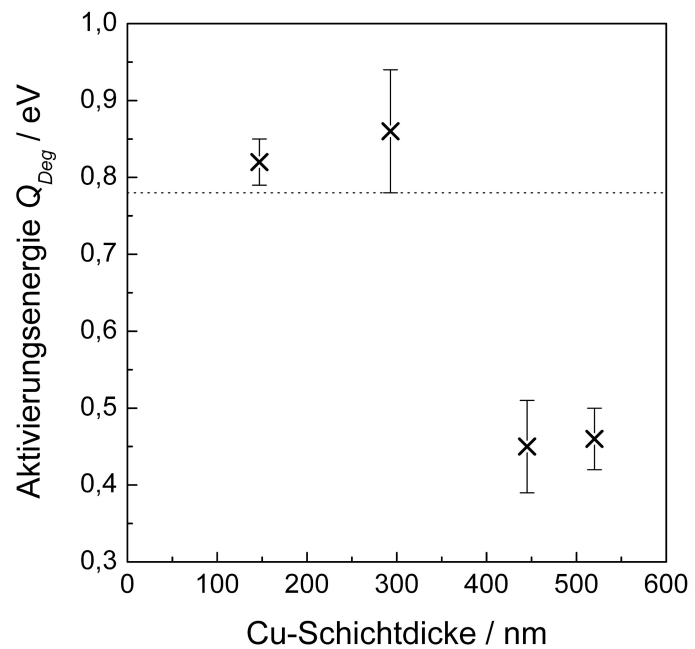
---

<sup>2</sup>Für die Berechnung wurde ein gemittelter thermischer Ausdehnungskoeffizient für LiNbO<sub>3</sub> verwendet und die Barrierschichten vernachlässigt.

### 6.2.2 Aktivierung des Degradationsprozesses

Die Ergebnisse der Lebensdauermessungen können Hinweise auf die für die Degradation verantwortlichen Mechanismen geben. Aus den Anstiegen der Ausgleichsgeraden in Abb. 5.7 a ist ersichtlich, dass die Lebensdauer und damit die strukturelle Degradation der verschiedenen Wafer unterschiedlich stark von der Temperatur beeinflusst wird. Die TTF-Werte wurden in einer Arrheniusdarstellung aufgetragen, sodass aus dem Anstieg der Geraden die thermische Aktivierungsenergie  $Q_{Deg}$  für den Degradationsprozess bestimmt werden kann. Abb. 6.11 stellt die ermittelten Aktivierungsenergien in Abhängigkeit von der mittleren Cu-Schichtdicke des jeweiligen Wafers dar. Das Diagramm zeigt, dass die Aktivierungsenergie mit abnehmender Cu-Schichtdicke der Metallisierung ansteigt. Die Fehlerbalken der Messpunkte ergeben sich aus der Anpassung der Lebensdauermesswerte in der Arrheniusdarstellung. Bei einer Schichtdicke von 147 nm ist die Aktivierungsenergie  $Q_{deg}$  etwa doppelt so groß (0,82 eV) wie bei einer 445 nm dicken Cu-Schicht (0,45 eV). Zusätzlich ist im Diagramm noch die untere Grenze eines Intervalles eingezeichnet, wel-

**Abb. 6.11** Änderung der thermischen Aktivierungsenergie  $Q_{Deg}$  in Abhängigkeit von der mittleren Cu-Schichtdicke des Wafers. Die unterbrochene Linie gibt die untere Grenze von Literaturdaten zur Aktivierungsenergie von Korngrenzen- und Oberflächenselbstdiffusion in Cu an.



ches ausgewählte Literaturdaten für die Aktivierungsenergie reiner Korngrenzselbstdiffusion (0,84 eV bis 1,24 eV, [87, 158, 159]) sowie Oberflächenselbstdiffusion (0,78 eV bis 1,66 eV, [160–162]) von Cu angibt. Es ist zu erkennen, dass die Aktivierungsenergie für dünne Cu-Schichten innerhalb dieses Intervalles liegen, während die Werte dickerer Schichten deutlich niedriger sind. Die Schichtdicke beeinflusst demnach die Aktivierungsenergie der Degradation. Wenn von einem reinen Diffusionsmechanismus über Grenzflächen als Versagensmechanismus ausgegangen wird, so müsste die Aktivierungsenergie für diesen Prozess unabhängig von der Schichtdicke sein. Dies verdeutlicht auch der von Gibbs aufgestellte Zusammenhang zur Spannungsrelaxation in einer dünnen Folie, der in Gleichung 2.6 vorgestellt wurde. Die Gleichung zeigt, dass die Aktivierungsenergie für Korngrenzendiffusion  $Q_{KG}$  von der Schichtdicke unbeeinflusst ist, da  $h$  im Exponenten

nicht auftritt. In der Gleichung liegt die Schichtdicke nur als präexponentielle Größe vor. Da  $h$  allerdings im Nenner steht, kann bei dünneren Schichten eine Spannung schneller über Korngrenzendiffusion relaxiert werden, eine Degradation verliefte demnach beschleunigt. Dies steht sowohl zu den Ergebnissen der Lebensdauermessungen als auch zum qualitativen Schädigungsbild im Widerspruch. Hier wurde beobachtet, dass dünnere Schichten in jedem Fall deutlich stabiler sind bzw. eine geringere Schädigung zeigen (Abb. 5.9 und Abb. 5.10).

### 6.2.3 Schädigungsmechanismen

Die deutliche Schichtdickenabhängigkeit des Akustomigrationsprozesses führt zu dem Schluss, dass neben der offensichtlich auftretenden Korngrenzen- und Oberflächendiffusion mindestens ein weiterer materialphysikalischer Prozess an der Degradation beteiligt ist. Die unterschiedlichen Aktivierungsenergien deuten darauf hin, dass, je nach Schichtdicke, beide Prozesse unterschiedlich stark an der Akustomigration beteiligt sind. Da sich bei dünneren Schichten  $Q_{Deg}$  den Literaturwerten für reine Grenzflächendiffusion annähert, verliert der zusätzliche Mechanismus hier an Bedeutung. Ein weiteres Merkmal des Mechanismus ist, dass er trotz der vergleichsweise niedrigen Untersuchungstemperaturen ( $T \approx (0,26 \dots 0,32) T_m$ , in Kelvin) effektiv abläuft, woraus gefolgert werden kann, dass er nicht sehr stark von der Temperatur beeinflusst wird. Die dritte Erkenntnis aus den Untersuchungsergebnissen ist die starke Aktivierbarkeit des Mechanismus durch mechanische Spannungen. Dies ergibt sich aus den Lebensdauerergebnissen in Abhängigkeit der zugeführten SAW-Leistung. In Abb. 5.6 a zeigen drei der vier untersuchten Wafer eine exponentielle Abhängigkeit der Lebensdauer von der SAW-Leistung bei konstanter Temperatur. Da die Leistung ein Maß für die der Metallisierung aufgeprägten Spannungen ist, es gilt  $P \sim \sigma_{SAW}$ , verringert sich mit zunehmender Spannung die Lebensdauer der Proben.

Der einzige Mechanismus, der alle genannten Merkmale erfüllen kann, ist ein hinderniskontrollierter Versetzungsgleitprozess. Er wurde bereits in [58] als möglicher additiver Prozess in Erwägung gezogen, konnte jedoch durch die gewonnenen Ergebnisse nun erstmals eingegrenzt werden. Die Rategleichung, mit der eine plastische Deformation über einen Versetzungsgleitprozess beschrieben werden kann, wurde in Abschnitt 2.5.1 erläutert (Gleichung 2.7). Sie enthält die wesentlichen Elemente, die das Verhalten der untersuchten SAW-Strukturen beeinflussen und erfüllt die genannten Randbedingungen. Eine konservative Versetzungsbewegung (reines Versetzungsgleiten) kann bereits bei den gegebenen niedrigen Temperaturen stattfinden. Sie wird allerdings durch Hindernisse in der Gleitebene, wie beispielsweise andere Versetzungen, Grenzflächen oder auch Ausscheidungen behindert, wobei letztere in den untersuchten Cu-Schichten nicht auftreten. Eine Umgehung der Hindernisse durch Klettern von Stufenversetzungen bzw. ein Quergleiten von Schraubenversetzungen ist ohne zusätzliche thermische Aktivierung nicht möglich, so dass mit einem Aufstau von Versetzungen zu rechnen ist. Das Gleiten von Versetzungen ist neben der Temperatur auch spannungsaktiviert, was bedeutet, dass Versetzungen auch ohne Zufuhr von Wärmeenergie bewegt werden können und eine Spannungserhöhung zu einer Zunahme der Rate führt. Die zur Versetzungsbewegung notwendige Spannung wird von den mechanischen Eigenschaften des Materials bestimmt.

### 6.2.4 Experimentelle Schädigungsgleichung

Aus den vorangegangenen Ausführungen wird deutlich, dass die Akustomigration neben der Temperatur auch stark durch die SAW-Spannungen beeinflusst wird. Die beiden beteiligten Mechanismen, Grenzflächendiffusion sowie Versetzungsgleiten, lassen sich mit einem einfachen phänomenologischen Zusammenhang in Abhängigkeit von der Lebensdauer (TTF) zusammenfassen. Es ergibt sich in Erweiterung von Gleichung 2.7 ein Zusammenhang der Form

$$TTF = C \cdot \exp \left[ \frac{Q}{kT} \cdot f(\sigma, h) \right]. \quad (6.1)$$

Der Zusammenhang enthält nur die Größen, deren Einfluss auf die Lebensdauer direkt oder indirekt über die Fehlertoleranzen hinaus bestimmt werden konnte. Der Parameter  $C$  beinhaltet alle für den Mechanismus notwendigen sonstigen präexponentiellen Größen, die aufgrund der zu geringen Datenbasis experimentell nicht einzeln zugänglich waren. Wie von einem temperaturaktivierten Prozess allgemein zu erwarten ist, wird die TTF exponentiell von der Temperatur beeinflusst. Sie beschleunigt besonders den Diffusionsprozess, während der Versetzungsprozess in geringerem Maße profitiert. Die Größe  $Q$  entspricht der Aktivierungsenergie für die gesamte Degradation  $Q_{Deg}$ , die in Abhängigkeit von der Schichtdicke bestimmt wurde (siehe Abb. 6.11). Die gefundene exponentielle Abhängigkeit der Lebensdauer von der SAW-Leistung (und damit der wirkenden SAW-Spannung) wird berücksichtigt, indem eine zusätzliche spannungsabhängige Funktion eingeführt wird, die gleichzeitig auch die mechanischen Materialeigenschaften in Abhängigkeit von der Schichtdicke enthält. Sie kann in Erweiterung von Gleichung 2.7 in der Form

$$f(\sigma, h) = 1 - \frac{|\sigma_{SAW}|}{\hat{\sigma}(h)} \quad (6.2)$$

dargestellt werden. Die Größe  $\sigma_{SAW}$  ist der Betrag der wirkenden SAW-Spannungen, die sinusförmig um eine Mittelspannung zyklieren (siehe Abb. 2.13).

Das Mittelspannungsniveau wird durch die herstellungsbedingten Schichteigenspannungen  $\sigma_{ES}$  sowie die bei der Untersuchungstemperatur vorliegenden thermischen Spannungen  $\sigma_{th}$  entweder in den Zug- oder in den Druckspannungsbereich verschoben. Sie wurden in der Gleichung nicht berücksichtigt, da insbesondere für  $\sigma_{ES}$  kein signifikanter Einfluss auf die Lebensdauer gemessen werden konnte.  $\hat{\sigma}(h)$  ist die Spannung, die notwendig ist, um eine Versetzung ohne thermische Aktivierung zu bewegen. Sie entspricht näherungsweise der Fließspannung bei 0 K. Dies ist die einfachste Form eines Ansatzes, um den Einfluss der mechanischen Spannungen auf die Aktivierungsenergie bei Tieftemperaturplastizität zu berücksichtigen [87]. Es wird immer das Verhältnis aus wirkender und ertragbarer Spannung betrachtet. Neu hinzugekommen ist, dass die Fließspannung von der Schichtdicke  $h$  beeinflusst wird. In Kompaktmaterialien ist  $\hat{\sigma}$  üblicherweise für ein bestimmtes Material konstant. Dünne Schichten zeigen hingegen einen Einfluss der geometrischen Dimension auf die mechanischen Eigenschaften (Größeneffekt, siehe Abschnitt 2.5). Genau diese Abhängigkeit tritt auch im vorliegenden Fall auf. Der deutliche Einfluss der Schichtdicke auf die Lebensdauer (siehe Abb. 5.9) kann nur dann erklärt werden, wenn

$$\hat{\sigma}(h) \sim \frac{1}{h} \quad (6.3)$$

angenommen wird. Eine Verringerung der Schichtdicke erhöht die Fließspannung des Materials, da mehr Energie aufgebracht werden muss, um Versetzungen zu bewegen. Bislang konnte dieses Verhalten sowohl für die statische [78, 79] als auch für die zyklische Beanspruchung (LCF, HCF, [163]) dünner Schichten gezeigt werden. Die gewonnenen Ergebnisse deuten darauf hin, dass der Effekt auch bei extrem hochzyklischer Belastung mit sehr niedrigen Amplituden, wie sie die SAW-Belastung darstellt, auftritt.

### 6.2.5 Möglicher Ablauf der Schädigung

Im vorangegangenen Abschnitt wurden anhand der experimentellen Ergebnisse die in Frage kommenden Schädigungsmechanismen diskutiert und der Zusammenhang von Schichtdicke, Temperatur, SAW-Leistung und Ausfallzeit (ausgedrückt durch TTF) in eine Schädigungsgleichung überführt. Nun soll die Frage nach dem Ablauf der Akustomigration untersucht werden. Als Grundlage dient dabei die von *Eberl* erarbeitete Hypothese [58]. Folgende Punkte sind als besonders kritisch zu betrachten:

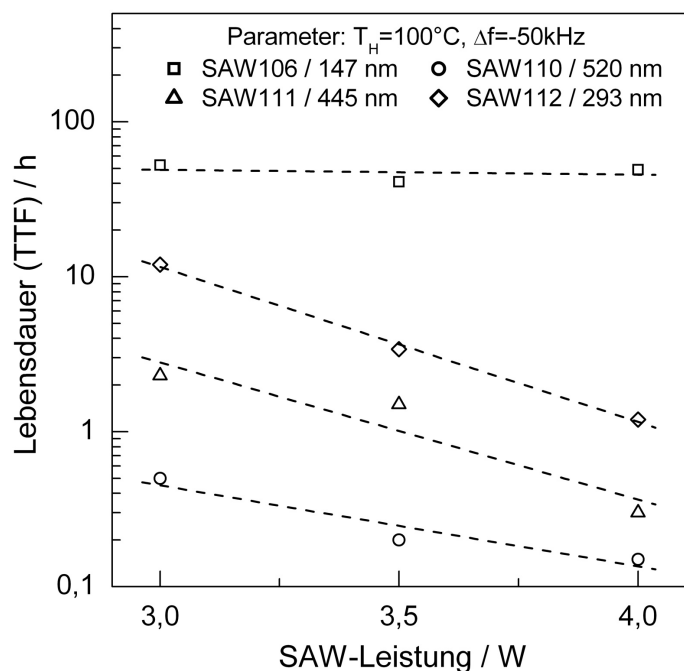
1. Wechselwirkung der Versetzungen mit der zyklischen äußeren Spannung,
2. Einfluss der Schichtdicke auf die Versetzungsbewegung.

In Abschnitt 2.5.3 wurde erläutert, dass bei der Anregung von Kristallen mit hochfrequenten Schallwellen, wie beispielsweise akustischen Oberflächenwellen, Versetzungssegmente zu einer gedämpften Resonanzschwingung angeregt werden. Haben die Wellen eine ausreichend große Amplitude, ist die Schwingung sehr stark und eine Versetzungsvervielfachung durch Aktivierung von *Frank-Read*-Quellen kann stattfinden. Es wird daher für möglich gehalten, dass sowohl eine Versetzungsvervielfachung stattfindet, als auch eine schrittweise Wanderung von Versetzungen durch das Gitter unter dem Einfluss von Spannungsgradienten. Die dazu notwendigen Spannungsgradienten sind bei SAW-Belastung in den Schichten vorhanden. In [63] konnten beispielsweise starke statische Dehnungsgradienten in der Nähe der Grenzfläche zum Substrat nachgewiesen werden. Es ist aber auch möglich, dass eine Versetzungsbewegung ohne das Vorliegen eines Spannungsgradienten stattfindet. Es konnte gezeigt werden, dass sich die Versetzungsbewegung bei Zug- und Druckspannungen unterscheidet [164]. Dies hängt vor allem damit zusammen, dass bei Druckspannungen das Gitter zusammengepresst wird, wodurch sich die Gitterreibung (*Peierls*-Barriere) für die Versetzungen erhöht. Das Ausbauchen der Versetzung dürfte dann im Halbzyklus der Druckspannung geringer sein. Die asymmetrische Schwingungsbewegung der Versetzungen kann damit zu einer gerichteten Wanderungsbewegung (Nettobewegung) führen.

Die Höhe der *Peierls*-Spannung ist von den mechanischen Eigenschaften der Dünnschicht abhängig. Wie bereits erläutert, nimmt deren Festigkeit mit abnehmender Schichtdicke zu (Größeneffekt). Damit erhöht sich auch die *Peierls*-Spannung, wodurch die Versetzungsbewegung an Effektivität verliert. Bei sehr dünnen Schichten muss sogar damit gerechnet werden, dass keine Versetzungsbewegung mehr stattfinden kann. Unter diesem Gesichtspunkt kann das folgende Diagramm, das bereits in Abb. 5.6 gezeigt wurde, erneut interpretiert werden (Abb. 6.12). Die Messungen wurden bei konstanter Temperatur und variabler SAW-Leistung durchgeführt. Drei Wafer mit dickeren Cu-Schichten (bis zu 293 nm) zeigen die



erwartete exponentielle Abhängigkeit der Lebensdauer von der Leistung. Bei den Proben des Wafers mit der sehr dünnen Cu-Schicht von 147 nm zeigt sich keine Abnahme der Lebensdauer mit zunehmender Leistung. Dies bedeutet, dass nur noch in einem sehr geringen Maße Versetzungen bewegt werden können und sich auch durch eine Leistungserhöhung bis auf 4 W daran nichts wesentliches ändert. Für eine effektive Versetzungsbewegung wäre wahrscheinlich eine höhere Leistung notwendig. Dass trotzdem das Versagenskriterium von  $\Delta f = -50$  kHz erreicht wird, zeigt, dass die Akustomigration auch bei geringer Beteiligung von Versetzungsbewegung, hauptsächlich durch Materialdiffusion stattfindet, dann allerdings auf einem stark verlangsamten Niveau. Mit Berücksichtigung der Aktivierungsenergiewerte kann somit geschlossen werden, dass immer mindestens zwei Mechanismen an der Akustomigration beteiligt sind, der Versetzungsprozess in Abhängigkeit von der Schichtdicke jedoch einen unterschiedlich starken Anteil besitzt. Für Proben

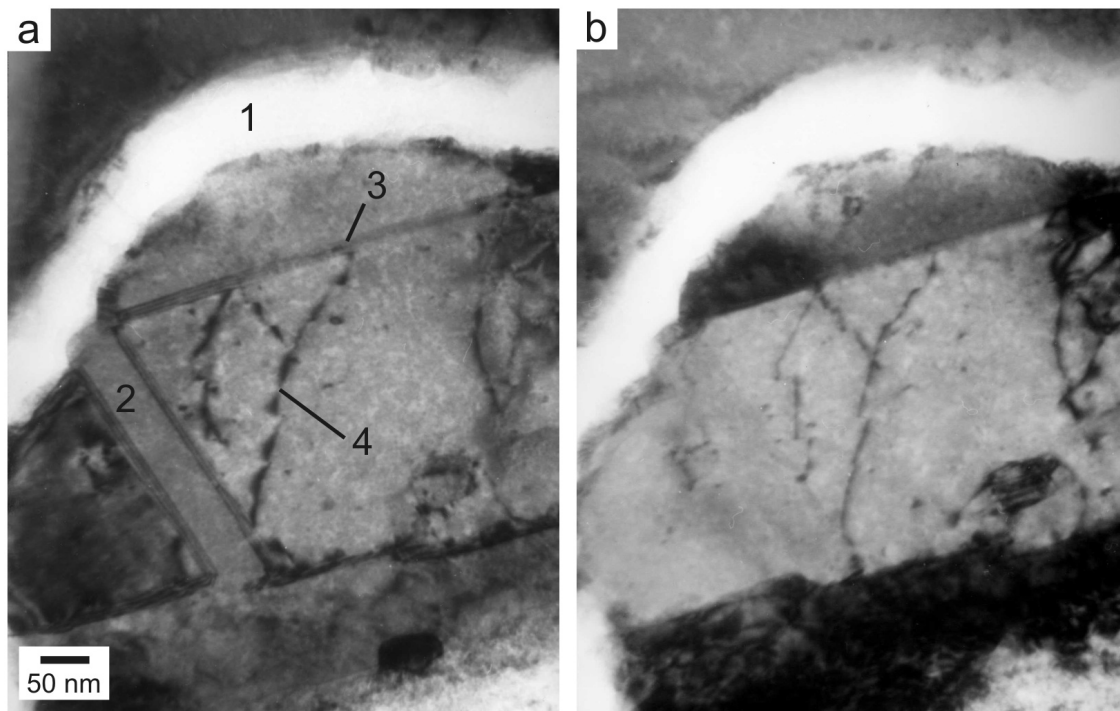


**Abb. 6.12** Lebensdauer von Proben vier verschiedener Wafer in Abhängigkeit von der eingespeisten SAW-Leistung. Die Legende gibt die mittleren Schichtdicken der Wafer an.

mit Schichtdicken zwischen 147 nm und 293 nm muss mit einem Übergangsverhalten gerechnet werden, d.h. der Anstieg der Ausgleichsgeraden wird mit geringerer Schichtdicke abnehmen. Diese Untersuchung sollte Gegenstand weiterer Forschung sein.

Die Bewegung der Versetzungen wird bei Cu, aber auch bei Al, im Wesentlichen im Gleitsystem  $\{111\}\langle 1\bar{1}0\rangle$  stattfinden, da beides kfz-Metalle sind. Dabei wirkt in  $\{111\}$ -Ebenen, die  $45^\circ$  zur Oberfläche geneigt sind, die höchste Schubspannung, sodass dort die Bewegung am wahrscheinlichsten ist. Ist die Versetzungsdichte im Gitter niedrig, was bei ECD-Cu nach erfolgter Raumtemperaturumwandlung zu erwarten ist, können zunächst auch Versetzungen über den *Frank-Read*-Mechanismus gebildet werden. Die neu gebildeten und die vorhandenen Versetzungen können in der Gleitebene wandern, bis Hindernisse auftauchen, die ohne thermische Aktivierung nicht überwunden werden können. Dies sind vor allem Korngrenzen und Oberflächen sowie andere Versetzungen in der gleichen Gleitebene. Bei Cu, welches eine niedrige Stapelfehlerenergie und damit eine hohe Zwillingdichte besitzt, kommen zusätzlich auch Zwillingsgrenzen als Hindernisse in Frage. An den Hindernissen

stauen sich die Versetzungen auf, es bildet sich ein sog. *pile-up*. Dies verlangsamt die Bewegung sowie die Nukleation weiterer Versetzungen, da von den bereits aufgestauten eine Rückspannung in das Korn hinein bzw. auf die Versetzungsquelle wirkt. Untersuchungen an einer geschädigten Cu-Schicht im TEM liefern Indizien für diesen Mechanismus. Die in Abb. 6.13 gezeigten Bilder wurden an einer Probe aufgenommen, die in Schichtebene, und zwar von der Substratseite her, abgedünnt wurde. In Abb. 6.13 a ist an der Stelle 1 eine



**Abb. 6.13** TEM-Hellfeldbilder einer Cu-Metallisierung nach Belastung mit akustischen Oberflächenwellen. Bild a) und b) unterscheiden sich durch eine Probenkipfung um etwa ein Grad (Beschriftung siehe Text).

Korngrenze sichtbar, die infolge der Schädigung durch Materialentfernung stark verbreitert ist. Allerdings ist unklar, inwieweit an dieser Korngrenze im Zuge der Probenpräparation zusätzliches Material entfernt wurde. Die Stellen 2 und 3 zeigen auf Zwillingslamellen, die in großer Zahl in den Körnern vorhanden sind. Die Ziffer 4 deutet auf eine oder mehrere Versetzungen, die sich in Richtung der Zwillingslamellen bewegen. Davor und auch im rechten Bildbereich sind weitere Versetzungen sichtbar. Um sicherzustellen, dass es sich um Versetzungen handelt, wurde die Probe um etwa ein Grad gekippt und Bild b aufgenommen. Die Kontraste befinden sich nach wie vor an der gleichen Stelle. Würde es sich um Biegekonturen handeln, hätten diese durch die Kippung ihre Position verändert. Zum einen kann damit gezeigt werden, dass sich Versetzungen in der Nähe von Defekten aufhalten und möglicherweise damit in Zusammenhang stehen. Andererseits ist sichtbar, dass die Versetzungen durch die Zwillingsgrenzen festgehalten und in ihrer weiteren Bewegung behindert werden.

Im Zuge des Aufstaus von Versetzungen entstehen Spannungen, die auf die Korngrenzen wirken. Da die Versetzungen nicht überall gleichmäßig auf die Hindernisse auflaufen, wer-

den sich lokal unterschiedliche elastische Spannungen und damit Spannungsgradienten ausbilden. Sie können sowohl in der Schichtebene als auch normal dazu entstehen und verursachen Gradienten im chemischen Potential, die als Triebkraft für einen Korngrenzen- und Oberflächendiffusionsmechanismus wirken. Die Schicht ist bestrebt, den Potentialgradienten und damit die Spannungen abzubauen, wobei Material von Orten mit hoher zu solchen mit niedriger Spannung transportiert wird. Dafür kommt nur eine Diffusion über Korngrenzen bzw. inkohärente Zwillingsgrenzen sowie über die Oberfläche in Frage, da bei Cu für eine Volumendiffusion die Temperatur der Metallisierung zu niedrig ist. Der Materialtransport kann in der Schichtebene, z.B. entlang einer Korngrenze sowie senkrecht dazu in Richtung Oberfläche stattfinden. In diesem Zusammenhang ist auch vorstellbar, dass die in [7] diskutierten Masseflussdivergenzen an Korngrenzentripelpunkten die Defektbildung unterstützen. Wird in einem Tripelpunkt mehr Material an- als abtransportiert, bildet sich ein Hügel, im umgekehrten Fall ein Loch. Allerdings kann damit nicht hinreichend die Bildung von Löchern und Hügeln innerhalb der Korngrenzen weit entfernt von den Tripelpunkten sowie an Zwillingslamellen erklärt werden (siehe Abb. 6.5). Wird an einer Stelle soviel Material abtransportiert, dass ein Loch und damit eine freie Oberfläche entsteht, kann sich der Diffusionsprozess beschleunigen, da nun für die Geschwindigkeit des Prozesses der höhere Oberflächenselbstdiffusionskoeffizient maßgebend ist.

Nachdem ein Teil der auf die Korngrenzen wirkenden Spannungen abgebaut wurde, ist vorstellbar, dass sich erneut Versetzungen bewegen und neue Spannungen ausbilden. Es ist zu erwarten, dass dieser Prozess als eine Art dynamisches Gleichgewicht zwischen Versetzungs- und Diffusionsprozess abläuft, wobei sich der Gleichgewichtspunkt in Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften der Schicht entweder mehr in Richtung des Versetzungsprozesses (bei dickeren Schichten) oder mehr auf die Seite des Driftdiffusionsprozesses (bei dünneren Schichten) verlagert.



## 7 Zusammenfassung und Schlussfolgerung

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist die Untersuchung der Cu-Damaszentechnologie als alternative Methode zur Herstellung von SAW-Bauelementen. Als Schwerpunkte wurden die Herstellung der Strukturen, deren Eigenschaftsbestimmung sowie ihr Schädigungsverhalten bei Leistungsbelastung definiert.

Die Prozessierung erfolgte auf piezoelektrischen  $\text{LiNbO}_3$  128°YX-Einkristallwafern nach einem festen Prozessschema. Ausgehend von einer bereits vorhandenen Lackmaske, wurden eine Grabenstrukturierung mit Ionenstrahlätzen (IBE), die Abscheidung des Metallisierungssystems (Ta-Si-N(20nm)/Cu), das chemisch-mechanische Polieren (CMP) und das Aufbringen einer isolierenden Deckschicht (Ta-Si-O/Ta-Si-N) durchgeführt.

Mit dem IBE-Verfahren konnten Gräben guter Qualität und variabler Tiefe hergestellt werden. Begleitet wird die Ätzung allerdings durch die unerwünschte Redeposition von Material an den Grabenwänden, die jedoch durch einen zweistufigen Ätzprozess vermindert werden kann. Für die Abscheidung der Cu-Schicht wurde als Alternative zum PVD/MS-Verfahren auch die kostengünstige elektrochemische Abscheidung (ECD) eingesetzt, deren Verwendung sich bei der Damaszentechnologie anbietet. Mit dem chemisch-mechanischen Polieren wird überflüssiges Material abgetragen und die Oberfläche planarisiert. Bei diesem Prozess wurde keine Parameteroptimierung durchgeführt, was erwartungsgemäß zu einem inhomogenen Abtrag über dem Waferdurchmesser führte. Die erzielte Strukturqualität ist dennoch sehr gut, wobei auch zu erwähnen ist, dass typische Begleiterscheinungen des CMP wie Auspolieren oder Erosion gar nicht bzw. nur sehr gering auftreten. Dies deutet auf günstige Poliereigenschaften der Materialkombination Cu/ $\text{LiNbO}_3$  hin. Für die Deckschicht wurde das System Ta-Si-O/Ta-Si-N gesondert untersucht. Es ist elektrisch isolierend mit einer Durchbruchfeldstärke von  $(4,0 \pm 1,0)$  MV/cm (Schichtstapel von  $2 \times 10$  nm). Die thermische Stabilität des Systems an Luft ist bis zu einer Temperatur von 200 °C für 5 h gegeben, bei darüber hinausgehender Belastung versagt es jedoch. Da dies für reale Bauelemente u.U. nicht ausreichend ist, müssen zukünftig Alternativen gefunden bzw. dieses System weiter optimiert werden.

Damit konnte erstmals gezeigt werden, dass die Cu-Damaszentechnologie zur Herstellung von SAW-Bauelementen eingesetzt werden kann. Mit Hilfe der gewonnenen Ergebnisse kann nun eine Optimierung der Technologie für spezielle Anwendungsfälle durchgeführt werden.

Die Gefügeuntersuchung an den erzeugten Cu-Schichten ergab in allen Fällen eine strenge {111}-Vorzugsorientierung. PVD/MS-Schichten sind in Abhängigkeit von der Schichtdi-

cke zugverspannt, während ECD-Schichten überwiegend geringe Druckspannungen aufweisen. Eine nach der Abscheidung auftretende Raumtemperaturumwandlung führt bei ECD-Schichten zu Grobkorn verglichen mit dem Ausgangszustand (mittlere Korngröße  $(1,9 \pm 0,8) \mu\text{m}$ ). PVD/MS-Schichten zeigen nach der Abscheidung ein sehr feines Korn (mittlere Korngröße  $(180 \pm 90) \text{ nm}$ ), allerdings findet bei diesen Schichten während des CMP ein teilweiser Kornwachstumsprozess statt, der zu einer zweigipfligen Korngrößenverteilung führt. Die mittlere Korngröße der vergrößerten Körner liegt etwa bei  $(1,1 \pm 0,5) \mu\text{m}$ . Das Kornwachstum kann möglicherweise durch eine Wärmebehandlung nach der Abscheidung verhindert werden.

Die Messung der akustischen Wellenfelder der Proben ergab, dass durch die Politur der Oberfläche deren SAW-Eigenschaften erhalten bleiben und keine zusätzliche Dämpfung der Wellenausbreitung auftritt. Außerdem ergibt sich durch die Verwendung der Damaszenttechnologie keine Veränderung der Abstrahleigenschaften des Sende-IDTs. Zu beiden Seiten werden Wellen gleicher Amplitude ausgesendet (Bidirektionalität), was besonders für die Lebensdauermessungen eine wichtige Rolle spielt, da an beiden Test-IDTs gemessen wurde. Durch das Vergraben der Metallisierung können in Abhängigkeit von der Grabentiefe erhöhte Kopplungs- und Reflexionsfaktoren gegenüber Strukturen mit aufliegender Metallisierung erzielt werden, was beispielsweise für den Anwendungsfall Resonatorbauelement interessant ist.

Die Lebensdauer der vergrabenen SAW-Strukturen wurde bei alterungsbeschleunigenden Untersuchungsbedingungen (Heizertemperatur  $60^\circ\text{C}$  bis  $140^\circ\text{C}$ , SAW-Leistung  $3 \text{ W}$  bis  $4 \text{ W}$ ) bestimmt. Sie ist vergleichbar mit jenen Ergebnissen, die an aufliegenden Cu-basierten SAW-Metallisierungen mit ähnlicher Schichtdicke gewonnen wurden. Die Dicke der Cu-Schicht beeinflusst in außerordentlich starkem Maße die Degradation der Strukturen. Bei einer Abnahme der Schichtdicke von  $430 \text{ nm}$  auf  $100 \text{ nm}$ , ergibt sich eine um etwa drei Größenordnungen erhöhte Lebensdauer. Gleichzeitig erhöht sich die Aktivierungsenergie für den Degradationsprozess von  $0,45 \text{ eV}$  ( $445 \text{ nm}$  Dicke) auf  $0,82 \text{ eV}$  ( $147 \text{ nm}$  Dicke). Für die unterschiedlichen Gefügeparameter der Cu-Schichten (Korngröße, Eigenspannungen) konnte kein signifikanter Einfluss auf die Lebensdauer festgestellt werden. Da ein Einfluss jedoch zu erwarten ist, sollten weitere systematische Untersuchungen folgen. Hierzu müssen SAW-Strukturen mit gleicher Schichtdicke hergestellt werden, die sich jeweils in nur einem Gefügeparameter unterscheiden.

Die Leistungsbelastung führt auch bei den Damaszenstrukturen zu den typischen Schädigungsmustern der Akustomigration. Es findet eine starke Loch- und Hügelbildung an den Korngrenzen und deren Tripelpunkten statt. Zudem konnte erstmals auch im Inneren der Cu-Körner eine Schädigung in Form linear angeordneter Löcher und Hügel beobachtet werden. Die Defekte sind deutlich kleiner ausgeprägt als jene an den Korngrenzen und befinden sich meist an Zwillingsgrenzen. Die Ta-Si-O/Ta-Si-N-Deckschicht kann aufgrund ihrer ungenügenden mechanischen Stabilität das Wachstum von Hügeln nicht ausreichend unterdrücken. An in der Schicht vorhandenen Inhomogenitäten können Risse entstehen, welche das Austreten von Cu ermöglichen und damit die Degradation beschleunigen. Es ist davon auszugehen, dass bei Verwendung einer hinsichtlich Dicke und Stabilität optimierten Deckschicht die Leistungsverträglichkeit der Damaszenstrukturen weiter erhöht werden kann.

---

Die starke Abhängigkeit der Akustomigration von der Dicke der Cu-Schicht und die unterschiedlichen Aktivierungsenergien deuten darauf hin, dass neben der offensichtlichen Driftdiffusion, der als Hauptausfallprozess zur Loch- und Hügelbildung führt, ein versetzungskontrollierter Schädigungsprozess in den Schichten stattfindet. Aufgrund der höheren Stabilität dünner Schichten sinkt dessen Effektivität jedoch mit abnehmender Schichtdicke. Der Gesamtprozess kann durch eine experimentell gefundene Schädigungsgleichung beschrieben werden, die sowohl den Einfluss der Temperatur als auch der SAW-Leistung (und damit der wirkenden Spannungen) auf die Einzelprozesse berücksichtigt. Die Akustomigration kann somit als Sonderfall der Werkstoffermüdung bei extrem hohen Belastungsfrequenzen und Zyklenzahlen, aber sehr niedrigen Amplituden aufgefasst werden. Es konnte nachgewiesen werden, dass Cu-Schichten auch unter diesen Bedingungen eine Schichtdickenabhängigkeit (Größeneffekt) der mechanischen Eigenschaften zeigen.





# Danksagung

Die vorliegende Dissertation wurde im Zeitraum von November 2003 bis März 2007 am Leibniz-Institut für Festkörper- und Werkstoffforschung Dresden angefertigt. Ich möchte die Gelegenheit nutzen, allen zu danken, die direkt oder indirekt zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben. Hervorzuheben ist die finanzielle Unterstützung durch das BMWi und die AiF unter der Vorhaben-Nr. 13996 BR.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. K. Wetzig für die akademische Betreuung der Arbeit und die Übernahme des ersten Gutachtens. Ebenso möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr. J.W. Bartha und Herrn Prof. Dr. U. Martin für die bereitwillige Erstellung der weiteren Gutachten bedanken.

Ich danke Herrn Dr. S. Menzel für die fachliche Betreuung der Arbeit. Gleichzeitig möchte ich auch Herrn Dr. H. Schmidt und Herrn Dr. J. Thomas herzlich danken, die mir beide durch zahlreiche Diskussionen und das Korrekturlesen der Arbeit eine große Hilfe waren.

Für die Unterstützung bei der Probenherstellung und die gute Zusammenarbeit danke ich der Firma *SAW Components GmbH*, Herrn Dr. V. Norkus und Herrn S. Kostka vom IFE der TU Dresden, den Herren Dr. M. Albert, Dr. H. Heuer (ehemals IHM), U. Merkel, A. Jahn, D. Zeidler, E. Hiemann, T. Rößler, Dr. C. Wenzel und Frau S. Waurenschk vom IHM der TU Dresden und nicht zuletzt auch Herrn M. Stangl vom IFW Dresden.

Für die Unterstützung bei der experimentellen Analytik bedanke ich mich bei Herrn Dr. H. Schmidt, Herrn Dr. J. Thomas, Herrn Dr. S. Baunack, Herrn Dr. V. Hoffmann, Herrn Dr. H. Wendrock, Herrn Dr. R. Hübner (ehemals IFW Dresden), Frau Dr. M. Pekarčíková, Herrn Dr. M. Hofmann und Herrn Dr. T. Gemming. Das dafür auch eine gute experimentelle Vorbereitung und Probenpräparation notwendig ist, soll an dieser Stelle nicht vergessen werden. Daher möchte ich ferner Frau A. Weckbrodt, Frau B. Arnold, Frau D. Lohse, Frau B. Eichler, Frau S. Sieber, Herrn J. Wagner, Herrn Dr. H. Siegel und Herrn M. Uhlemann recht herzlich danken.

Marcela und Steffen danke ich für die gute Aufnahme im Büro und die gute Zusammenarbeit sowie die vielen anregenden Diskussionen.

Ein ganz besonderer Dank gilt meiner Familie und insbesondere meinen Eltern, ohne deren Unterstützung und Ermutigung noch einmal „umzusatteln“, ich sicherlich nicht dort wäre, wo ich heute bin. Meiner Freundin Oli danke ich für ihre große Geduld und die stete Motivation während der letzten Zeit. Es ist so schön, dass du da bist!



# Erklärung

Hiermit versichere ich, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe; die aus fremden Quellen direkt oder indirekt übernommenen Gedanken sind als solche kenntlich gemacht.

Bei der Auswahl und Auswertung des Materials sowie bei der Erstellung des Manuskriptes habe ich Unterstützungsleistungen von folgenden Personen erhalten: Prof. Dr. K. Wetzig, Dr. S. Menzel.

Weitere Personen waren an der geistigen Herstellung der vorliegenden Arbeit nicht beteiligt. Insbesondere habe ich nicht die Hilfe eines kommerziellen Promotionsberaters in Anspruch genommen. Dritte haben von mir keine geldwerten Leistungen für Arbeiten erhalten, die in Zusammenhang mit dem Inhalt der vorgelegten Dissertation stehen.

Die Arbeit wurde bisher weder im Inland noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form einer anderen Prüfungsbehörde vorgelegt und ist auch noch nicht veröffentlicht worden.

Ich erkenne die Promotionsordnung der Fakultät Maschinenwesen der Technischen Universität Dresden an.

Dresden, 14. März 2007

Daniel Reitz



# Literaturverzeichnis

- [1] MENZEL, S. ; SCHMIDT, H. ; WEIHNACHT, M.: *Akustisches Oberflächenwellenbauelement*. Deutsches Patent Nr. DE 102 06 480 B4, 2002
- [2] RAYLEIGH, Lord: On waves propagating along the plane surface of an elastic solid. In: *Proceedings London Mathematical Society* 7 (1885), S. 4–11
- [3] SCHMIDT, H.: *Dünnschichten für Oberflächenwellen-Bauelemente*, Technische Universität Dresden, Diss., 2005
- [4] EIGLER, H. (Hrsg.): *Mikroelektronische Filter*. Verlag Technik, Berlin, 1990
- [5] WHITE, R.M. ; VOLTMER, F.W.: Direct piezoelectric coupling to surface elastic waves. In: *Applied physics letters* 7 (1965), S. 314–316
- [6] LATHAM, J.I. ; SHREVE, W.R. ; TOLAR, N.J. ; GHATE, P.B.: Improved metallization for surface acoustic wave devices. In: *Thin Solid Films* 64 (1979), S. 9–15
- [7] PEKARČÍKOVÁ, M.: *Migrationsbeständigkeit von Al- und Cu-Metallisierungen in SAW-Bauelementen*, Technische Universität Dresden, Diss., 2005
- [8] MENZEL, S. ; SCHMIDT, H. ; WEIHNACHT, M. ; WETZIG, K.: Damaging of metallization layers by high power surface acoustic wave fields. In: *6th International Workshop on Stress induced Phenomena in Metallizations*, 2002
- [9] MENZEL, S. ; SCHMIDT, H. ; WEIHNACHT, M.: *Acoustic Surface Wave Component*. U.S. Patent No. US 6,853,115 B2, 2005
- [10] PEKARČÍKOVÁ, M. ; HOFMANN, M. ; MENZEL, S. ; SCHMIDT, H. ; GEMMING, T. ; WETZIG, K.: Investigation of high power effects on Ti/Al and Ta-Si-N/Cu-Ta-Si-N electrodes for SAW devices. In: *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control* 52 (2005), S. 911–917
- [11] NOYAN, I.C. ; COHEN, J.B.: *Residual stress - Measurement by diffraction and interpretation*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg London, 1987
- [12] MERKEL, T.: *Taschenbuch der Werkstoffe*. Fachbuchverlag Leipzig und Köln, 1994
- [13] HERING, E. ; MARTIN, R. ; STOHRER, M.: *Physikalisch-Technisches Taschenbuch*. 2. VDI Verlag, 1995
- [14] OMORI, T. ; NAKAGOMI, S. ; TANAKA, H. ; ASANO, H. ; HASHIMOTO, K. ; YAMAGUCHI, M.: SAW reflection characteristics of Cu electrodes and their application to SAW IF devices. In: *IEEE Ultrasonics Symposium*, 2002
- [15] NAKAGOMI, S. ; ASANO, H. ; TANAKA, H. ; OMORI, T. ; HASHIMOTO, K. ; YAMAGUCHI, M.: Single-phase unidirectional surface acoustic wave transducer using Cu electrode. In: *Japanese Journal of Applied Physics* 42 (2003), S. 3152–3156
- [16] HASHIMOTO, K. ; ASANO, H. ; OMORI, T. ; YAMAGUCHI, M.: Ultra-wideband surface acoustic wave devices using Cu-grating/rotated-YX-LiNbO<sub>3</sub>-substrate structure. In: *Japanese Journal of Applied Physics* 43 (2004), S. 3063–3066
- [17] HUKRIEDE, J. ; GATHER, B. ; KIP, D. ; KRAETZIG, E.: Copper diffusion into LiNbO<sub>3</sub>. In: *Physica Status Solidi A* 172 (1999), S. R3–R4
- [18] SHACHAM-DIAMAND, Y. ; DEDHIA, A. ; HOFFSTETTER, D. ; OLDHAM, W.G.: Copper transport in thermal SiO<sub>2</sub>. In: *Journal of the Electrochemical Society* 140 (1993), S. 2427–2432

- [19] PEITHMANN, K. ; HUKRIEDE, J. ; BUSE, K. ; KRAETZIG, E.: Photorefractive properties of LiNb<sub>3</sub> crystals doped by copper diffusion. In: *Physical Review B* 61 (2000), S. 4615–4620
- [20] KOLAWA, E. ; POKELA, P.J. ; REID, J.S. ; CHEN, J.S. ; RUIZ, R.P. ; NICOLET, M.A.: Sputtered Ta-Si-N diffusion barriers in Cu metallizations for Si. In: *IEEE Electron Device Letters* 12 (1991), S. 321–323
- [21] OIZUMI, M. ; AOKI, K. ; HASHIMOTO, S. ; NEMOTO, S. ; FUKUDA, Y.: Control of crystalline structure and electrical properties of TaSiN thin films formed by reactive RF-sputtering. In: *Japanese Journal of Applied Physics* 39 (2000), S. 1291–1294
- [22] FISCHER, D. ; SCHERG, T. ; BAUER, J.G. ; SCHULZE, H.-J. ; WENZEL, C.: Study of Ta-Si-N thin films for use as barrier layer in copper metallizations. In: *Microelectronic Engineering* 50 (2000), S. 459–464
- [23] HÜBNER, R.: *Dünne tantalbasierte Diffusionsbarrieren für die Kupfer-Leitbahntechnologie: Thermische Stabilität, Ausfallmechanismen und Einfluss auf die Mikrostruktur des Metallisierungsmaterials*, Technische Universität Dresden, Diss., 2004
- [24] HARA, T. ; YOSHIDA, Y. ; TOIDA, H.: Improved barrier and adhesion properties in sputtered TaSiN layer for Cu interconnects. In: *Electrochemical and Solid-State Letters* 5 (2002), S. G36–G39
- [25] BAUNACK, S. ; MENZEL, S. ; PEKARCIKOVA, M. ; SCHMIDT, H. ; ALBERT, M. ; WETZIG, K.: AES and SIMS investigation of diffusion barriers for copper metallization in power-SAW devices. In: *Analytical and Bioanalytical Chemistry* 375 (2003), S. 891–895
- [26] HEUER, H.: *Auf Tantal-Silizium basierende Diffusionsbarrieren zu Verkapselung funktionaler Bauelemente*, Brandenburgische Technische Universität Cottbus, Diss., 2006
- [27] HEUER, H. ; C., Wenzel ; HERRMANN, D. ; MENZEL, S. ; REITZ, D.: *Barriereschichtsystem zur zuverlässigen Verkapselung von funktionellen Elementen*. Deutsches Patent Nr. DE 10 2004 055 333 A1, 2004
- [28] LINGK, C. ; GROSS, M.E.: Recrystallization kinetics of electroplated Cu in damascene trenches at room temperature. In: *Journal of Applied Physics* 84 (1998), Nr. 10, S. 5547–5553
- [29] YOON, M.-S. ; PARK, Y.-J. ; JOO, Y.-C.: Impurity redistributions in electroplated Cu films during self-annealing. In: *Thin Solid Films* 408 (2002), S. 230–235
- [30] BRONGERSMA, S.H. ; RICHARD, E. ; VERVOORT, I. ; H., Bender ; VANDERVORST, W. ; S., Lagrange ; BEYER, G. ; MAEX, K.: Two-step room temperature grain growth in electroplated copper. In: *Journal of Applied Physics* 86 (1999), S. 3642–3645
- [31] LAGRANGE, S. ; BRONGERSMA, S.H. ; JUDELEWICZ, M. ; SAERENS, A. ; VERVOORT, I. ; RICHARD, E. ; PALMANS, R. ; MAEX, K.: Self-annealing characterization of electroplated copper films. In: *Microelectronic Engineering* 50 (2000), S. 449–457
- [32] HARPER, J.M.E. ; CABRAL, C. J. ; ANDRICACOS, P.C. ; GIGNAC, L. ; NOYAN, I.C. ; RODBELL, K.P. ; HU, C.K.: Mechanisms for microstructure evolution in electroplated copper thin films near room temperature. In: *Journal of Applied Physics* 86 (1999), S. 2516–2525
- [33] GIGNAC, L.M. ; RODBELL, K.P. ; CABRAL, C. J. ; ANDRICACOS, P.C. ; RICE, P.M. ; BEYERS, R.B. ; LOCKE, P.S. ; KLEPEIS, S.J.: Characterization of plated Cu thin film microstructures. In: *Materials Research Society Symposium Proceedings* Bd. 562, 1999, S. 209–214
- [34] GOTTSTEIN, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. 1. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1998
- [35] SHACHAM-DIAMOND, Y. ; INBERG, Y. ; BOGUSH, N. ; MOSCOVICH, H. ; FREEMAN, A.: Electroless processes for micro- and nanoelectronics. In: *Electrochimica Acta* 48 (2003), S. 2987–2996
- [36] BULST, W.-E. ; WILLIBALD-RIHA, E.: Reproducible fabrication of surface acoustic wave filters. In: *telcom report* 10 (1987), S. 247–252

- [37] SMITH, H.I. ; OLINER, A.A. (Hrsg.): *Acoustic Surface Waves*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1978
- [38] MENZ, W. ; BLEY, P.: *Mikrosystemtechnik für Ingenieure*. WILEY-VCH Verlag GmbH, Weinheim, 1993
- [39] HILLERINGMANN, U.: *Silizium-Halbleitertechnologie*. 4. Auflage. B.G. Teubner Verlag, Wiesbaden, 2004
- [40] LEHTONEN, S. ; KOSKELA, J. ; SALOMAA, M. M.: Surface acoustic wave impedance element filters for 5 GHz. In: *Applied Physics Letters* 75 (1999), S. 142–144
- [41] KNUUTTILA, J.: *Laser-interferometric analysis of surface acoustic wave resonators*, Helsinki University of Technology, Diss., 2005
- [42] "damascening". In: *Encyclopædia Britannica Online* <<http://search.eb.com/eb/article-9028630>> (23.01.2007)
- [43] JAN, C.-H. ; BAI, P. ; JACOB, S. ; ET AL.: A 65 nm ultra low power logic platform technology using uni-axial strained silicon transistors. In: *Proc. International Electron Devices Meeting (IEDM)*, 2005
- [44] YOUMANS, A.P.: Method of chemical polishing of planar structures having filled grooves therein. U.S. Patent, Nr. 3.911.4562 (1975)
- [45] LUTHER, B. ; WHITE, J.F. ; UZOH, C. ; ET AL.: Planar Copper-Polyimide back end of the line interconnections for ULSI devices. In: *Proceedings of the 10th International IEEE VLSI Multilevel Interconnection Conference*, 1993, S. 15
- [46] HINKOV, V.: Proton exchanged waveguides for surface acoustic waves on LiNbO<sub>3</sub>. In: *Journal of Applied Physics* 62 (1987), S. 3573–3578
- [47] CHENG, R.S. ; CHEN, W.L. ; WANG, W.S.: Mach-Zender modulators with lithium niobate ridge waveguides fabricated by proton-exchanged wet etch and nickel indiffusion. In: *IEEE Photonics Technology Letters* 7 (1995), S. 1282–1284
- [48] LAURELL, F. ; WEBJÖRN, J. ; ARVIDSSON, G. ; HOLMBERG, J.: Wet etching of proton exchanged lithium niobate - a novel processing technique. In: *Journal of Lightwave Technology* 10 (1992), S. 1606–1609
- [49] TSAI, S.-H. ; WANG, N.-F. ; HOUNG, M.-P. ; WANG, Y.-H.: Proton-exchanged wet etching of recessed-structure SAW filter. In: *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control* 50 (2003), S. 1219–1222
- [50] SOPORI, B.L. ; PHILLIPS, C.M. ; CHANG, W.S.C.: Efficient optical waveguide coupler. In: *Applied Optics* 19 (1980), S. 790–801
- [51] LEE, C.L. ; LU, C.L.: CF<sub>4</sub> plasma etching on LiNbO<sub>3</sub>. In: *Applied Physics Letters* 35 (1979), S. 756–758
- [52] SHIBAGAKI, N. ; ASAI, K. ; TABUCHI, T. ; HIRASHIMA, T. ; HIKITA, M.: Acoustically-induced migration of thin film electrodes in SAW-resonator-coupled filters. In: *IEEE Ultrasonics Symposium*, 1991
- [53] BLECH, I.A. ; MEIERAN, E.S.: Electromigration in thin Al films. In: *Journal of Applied Physics* 40 (1969), S. 485–491
- [54] LLOYD, J.R. ; CLEMENT, J.J.: Electromigration in copper conductors. In: *Thin Solid Films* 262 (1995), S. 135–141
- [55] CHAUDHARI, P.: Hillock growth in thin films. In: *Journal of Applied Physics* 45 (1974), S. 4339–4346
- [56] KIM, D.K. ; HEILAND, B. ; NIX, W.D. ; ARZT, E. ; DEAL, M.D. ; PLUMMER, J.D.: Microstructure of thermal hillocks on blanket Al thin films. In: *Thin Solid Films* 371 (2000), S. 278–282

- [57] BORGESSEN, P. ; LEE, J.K. ; GLEIXNER, R. ; LI, C.Y.: Thermal-stress-induced voiding in narrow, passivated Cu lines. In: *Applied Physics Letters* 60 (1992), S. 1706–1708
- [58] EBERL, C.: *Fatigue of Al thin films at ultra high frequencies*, Universität Stuttgart, Diss., 2005
- [59] EBERL, C. ; SPOLENAK, R. ; KRAFT, O. ; RUILE, W. ; ARZT, E.: Fatigue damage in thin film Al interconnects at ultra high frequency: A finite element analysis approach. In: *Thin Solid Films* 515 (2007), Nr. 6, S. 3291–3297
- [60] HOSAKA, N. ; YUHARA, A. ; WATANABE, H. ; YAMADA, J. ; KAJIYAMA, M.: A study of Al-alloy electrodes for high power SAW filters. In: *Japanese Journal of Applied Physics* 27 (1988), S. 175–177
- [61] LLOYD, J.R.: Electromigration and mechanical stress. In: *Microelectronic Engineering* 49 (1999), S. 51–64
- [62] LLOYD, J.R. ; SMITH, P.M.: The effect of passivation thickness on the electromigration lifetime of Al/Cu thin film conductors. In: *Journal of Vacuum Science and Technology A* 1 (1983), S. 455–458
- [63] HOFMANN, M.: *TEM-Untersuchungen zum Gefüge und zu mechanischen Spannungen in Metallisierungen für SAW-Bauelemente*, Technische Universität Dresden, Diss., 2007
- [64] EBERL, C. ; SPOLENAK, R. ; ARZT, E. ; KUBAT, F. ; LEIDL, A. ; RUILE, W. ; KRAFT, O.: Ultra high-cycle fatigue in pure Al thin films and line structures. In: *Materials Science and Engineering A* 421 (2006), S. 68–76
- [65] HÄSSNER, A.: *Diffusion in metallischen Werkstoffen*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1979
- [66] ERNST, F. ; FINNIS, M.W. ; KOCH, A. ; SCHMIDT, C. ; STRAUMAL, B. ; GUST, W.: Structure and energy of twin boundaries in copper. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 87 (1996), S. 911–922
- [67] YUHARA, A. ; HOSAKA, N. ; WATANABE, H. ; YAMADA, J. ; KAJIYAMA, M. ; FUKAYA, R. ; KOBAYASHI, T.: Al electrodes fabrication technology for high-frequency and high-power durable SAW devices. In: *IEEE Ultrasonics Symposium*, 1990
- [68] IKATA, O. ; SATOH, Y. ; UCHISHIBA, H. ; TANIGUCHI, H. ; HIRASAWA, N. ; HASHIMOTO, K. ; OHMORI, H.: Development of small antenna duplexer using SAW filters for handheld phones. In: *IEEE Ultrasonics Symposium*, 1993
- [69] OTA, Y. ; HOSAKA, N. ; YUHARA, A. ; YAMADA, J.: Ti-added Al electrodes on LiTaO<sub>3</sub> 36° YX substrates for high power surface acoustic wave devices. In: *Japanese Journal of Applied Physics* 32 (1993), S. 2351–2354
- [70] OTA, Y. ; YUHARA, A.: Study on power durability of Ti-containing Al surface acoustic wave electrodes, using interdigitated interdigital transducer filters. In: *Japanese Journal of Applied Physics* 34 (1995), S. 2693–2697
- [71] NISHIHARA, T. ; UCHISHIBA, H. ; IKATA, O. ; SATOH, Y.: Improved power durability of surface acoustic wave filters for an antenna duplexers. In: *Japanese Journal of Applied Physics* 34 (1995), S. 2688–2692
- [72] RUILE, W. ; RAML, G. ; SPRINGER, A. ; WEIGEL, R.: A novel test device to characterize SAW acoustomigration. In: *IEEE Ultrasonics Symposium Proceedings*, 2000
- [73] SCHMIDT, H. ; MENZEL, S. ; WEIHNACHT, M. ; KUNZE, R.: Investigation of SAW-induced acoustomigration effects in Cu- and Al-based metallizations. In: *IEEE Ultrasonics Symposium, Atlanta (USA)* Bd. 1, 2001, S. 97–100
- [74] CAMPBELL, D.S.: *Handbook of Thin Film Technology*. McGraw-Hill, New York, 1970
- [75] NIX, W.D.: Mechanical properties of thin films. In: *Metallurgical Transactions A* 20 (1989), S. 2217–2245
- [76] OHRING, M.: *The Materials Science of Thin Films*. Academic Press, Inc., 1992



- [77] SCHMIDT, H.: Persönliche Mitteilung, IFW Dresden
- [78] ARZT, E.: Size effects in materials due to microstructural and dimensional constraints: a comparative review. In: *Acta materialia* 46 (1998), Nr. 16, S. 5611–5626
- [79] VENKATRAMAN, R. ; BRAVMAN, J.C.: Separation of thickness and grain boundary strengthening effects in Al thin films on Si. In: *Journal of Materials Research* 7 (1992), S. 2040–2048
- [80] RONAY, M.: Yield stress of thin f.c.c. polycrystalline metal films bonded to rigid substrates. In: *Philosophical Magazine A* 40 (1979), Nr. 2, S. 145–160
- [81] CHAUDHARI, P.: Plastic properties of polycrystalline thin films on a substrate. In: *Philosophical Magazine A* 39 (1979), S. 507–516
- [82] MURAKAMI, M.: Strain relaxation mechanisms of thin deposited films. In: *CRC Critical Reviews in Solid State and Material Sciences* 11 (1984), Nr. 4, S. 317–354
- [83] THOMPSON, C.V.: The yield stress of polycrystalline thin films. In: *Journal of Materials Research* 8 (1993), S. 237–238
- [84] NIX, W.D.: Yielding and strain hardening of thin metal films on substrates. In: *Scripta Materialia* 39 (1998), S. 545–554
- [85] SANCHEZ, Jr. J. ; ARZT, E.: Effect of grain orientation on hillock formation and grain growth in aluminium films on silicon substrates. In: *Scripta Metallurgica et Materialia* 27 (1992), S. 285–290
- [86] ASHBY, M.F.: A first report on deformation-mechanism maps. In: *Acta metallurgica* 20 (1972), S. 887–897
- [87] FROST, H.J. ; ASHBY, M.F.: *Deformation-mechanism maps: The plasticity and creep of metals and ceramics*. Pergamon Press, 1982 ( ISBN: 0-08-029338-7)
- [88] COBLE, R.L.: A model for boundary diffusion controlled creep in polycrystalline materials. In: *Journal of Applied Physics* 34 (1963), S. 1679–1682
- [89] GIBBS, G.B.: Diffusion creep of a thin foil. In: *Philosophical Magazine* 13 (1965), S. 589–593
- [90] THOULESS, M.D.: Effect of surface diffusion on the creep of thin films and sintered arrays of particles. In: *Acta metallurgica et materialia* 41 (1993), Nr. 4, S. 1057–1064
- [91] GAO, H. ; ZHANG, L. ; NIX, W.D. ; THOMPSON, C.V. ; ARZT, E.: Crack-like grain-boundary diffusion wedges in thin metal films. In: *Acta materialia* 47 (1999), Nr. 10, S. 2865–2878
- [92] HUANG, R. ; GAN, D.W. ; HO, P.S.: Isothermal stress relaxation in electroplated Cu films. Part II: Kinetic modeling. In: *Journal of Applied Physics* 97 (2005), S. 103532–1 – 103532–9
- [93] HIRTH, J.P. ; LOTHE, J.: *Theory of Dislocations*. McGraw-Hill Book Company, New York, 1968
- [94] FRIEDMAN, L.H. ; CHRZAN, D.C.: Continuum analysis of dislocation pile-ups: influence of sources. In: *Philosophical Magazine A* 77 (1998), S. 1185–1204
- [95] DEHM, G. ; WEISS, D. ; ARZT, E.: In situ transmission electron microscopy study of thermal-stress-induced dislocations in a thin Cu film constrained by a Si substrate. In: *Materials Science and Engineering A* A309-310 (2001), S. 468–472
- [96] VON BLANCKENHAGEN, B.: *Versetzungen in dünnen Metallschichten*, Universität Stuttgart, Diss., 2002
- [97] DIETER, G.E.: *Mechanical Metallurgy*. 3. Auflage. McGraw-Hill, 1986 ( ISBN: 0070168938)
- [98] SURESH, S.: *Fatigue of materials*. Cambridge University Press, Cambridge, 1998
- [99] LAIRD, C. ; CAHN, R.W. (Hrsg.) ; HAASEN, P. (Hrsg.): *Physical Metallurgy*. Bd. 3. North-Holland, Amsterdam, 1996

- [100] KRAFT, O. ; SCHWAIGER, R. ; WELLNER, P.: Fatigue in thin films: lifetime and damage formation. In: *Materials Science and Engineering A* 319-321 (2001), S. 919–923
- [101] COFFIN, L.F.: A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. In: *Transactions ASME* 76 (1954), S. 931–950
- [102] MANSON, S.S.: Behavior of materials under conditions of thermal stress. In: *National advisory commission on aeronautics: Report 1170* (Lewis flight propulsion laboratory, Cleveland) (1954)
- [103] BASQUIN, O.H.: The exponential law of endurance tests. In: *Proceedings of the ASTM* 10 (1910), S. 625–630
- [104] SCHWAIGER, R.: *Fatigue behavior of sub-micron silver and copper films*, Universität Stuttgart, Diss., 2001
- [105] JUDELEWICZ, M. ; KÜNZI, H.U. ; MERK, N. ; ILSCHNER, B.: Microstructural development during fatigue of copper foils 20-100  $\mu\text{m}$  thick. In: *Materials Science and Engineering A* 186 (1994), S. 135–142
- [106] MERCHANT, H.D. ; MINOR, M.G. ; LIU, Y.L.: Mechanical fatigue of thin copper foil. In: *Journal of Electronic Materials* 28 (1999), Nr. 9, S. 998–1007
- [107] HOFBECK, R. ; HAUSMANN, K. ; ILSCHNER, B. ; KÜNZI, H.U.: Fatigue of very thin copper and gold wires. In: *Scripta Metallica* 20 (1986), Nr. 8, S. 1601–1605
- [108] READ, D.T.: Tension-tension fatigue of copper thin films. In: *International Journal of Fatigue* 20 (1998), S. 203–209
- [109] ZHANG, G.P. ; SCHWAIGER, R. ; VOLKERT, C.A. ; KRAFT, O.: Effect of film thickness and grain size in fatigue-induced dislocation structures in Cu thin films. In: *Philosophical Magazine Letters* 83 (2003), S. 477–483
- [110] MUGHRABI, H.: On the life-controlling microstructural fatigue mechanisms in ductile metals and alloys in the gigacycle regime. In: *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 22 (1999), S. 633–641
- [111] WEERTMAN, J. ; SHEWMON, P.G. (Hrsg.) ; ZACKAY, V.F. (Hrsg.): *Response of metals to high velocity deformation*. Interscience Publishers New York - London, 1961
- [112] VOLLKOMMER, F. ; BOHN, H.G. ; ROBROCK, K.-H. ; SCHILLING, W.: Internal friction: A fast technique for electromigration failure analysis. In: *Reliability Physics Symposium*, 1990
- [113] CHOI, D.H. ; NIX, W.D.: Anelastic behavior of copper thin films on silicon substrates: Damping associated with dislocations. In: *Acta Materialia* 54 (2006), Nr. 3, S. 679–687
- [114] GRANATO, A. ; LUECKE, K.: Theory of mechanical damping due to dislocations. In: *Journal of Applied Physics* 27 (1956), Nr. 6, S. 583–593
- [115] GRANATO, A. ; LUECKE, K.: Application of dislocation theory to internal friction phenomena at high frequencies. In: *Journal of Applied Physics* 27 (1956), Nr. 7, S. 789–805
- [116] KOEHLER, J.S. ; SHOCKLEY, W. (Hrsg.) ; HOLLOMON, J.H. (Hrsg.) ; MAURER, R. (Hrsg.) ; SEITZ, F. (Hrsg.): *Imperfections in nearly perfect crystals*. John Wiley & Sons, New York, 1952
- [117] GREMAUD, G. ; SCHALLER, R. (Hrsg.) ; FANTOZZI, G. (Hrsg.) ; GREMAUD, G. (Hrsg.): *Dislocation - point defect interactions*. Trans Tech Publications Ltd., Switzerland, 2001. – 178–246 S
- [118] FISCHER, W.-J.: *Mikrosystemtechnik*. Vogel Buchverlag, Würzburg, 2000
- [119] STANGL, M. ; ACKER, J. ; DITTEL, V. ; GRUNER, W. ; HOFFMAN, V. ; WETZIG, K.: Characterization of electroplated copper self-annealing with investigations focused on incorporated impurities. In: *Microelectronic Engineering* 82 (2005), S. 189–195
- [120] TERZIEVA, V.L. ; SIJMUS, B.M. ; MEURIS, M.A. ; PUPPE, L. ; PASSING, G.: New slurry formulation for Copper-CMP process in a damascene integration scheme. In: *Material Research Society Symposium Proceedings* Bd. 732E, 2002

- [121] WEIHNACHT, M. ; FRANKE, K. ; KÄMMER, K. ; KUNZE, R. ; SCHMIDT, H.: High precision characterization of SAW materials and devices. In: *IEEE Ultrasonics Symposium Proceedings*, 1997, S. 217–220
- [122] WEIBKE, F.: Das Zustandsdiagramm des Systems Kupfer-Gallium. In: *Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie* 220 (1934), S. 298–311
- [123] PHANEUF, M.W. ; LI, J. ; CASEY JR., J.D.: Gallium phase formation in Cu and other fcc metals during near-normal incidence Ga-FIB milling and techniques to avoid this phenomenon. In: *Microscopy and Microanalysis* 8 (2002), Nr. 2, S. 52–53
- [124] EIGENMANN, B. ; MACHERAUCH, E.: Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen, Teil III. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 27 (1996), S. 426–437
- [125] Powder Diffraction File. Joint Committee on Powder Diffraction Standards, International Centre for Diffraction Data, Newtown Square, PA, 2001, Eintrag 20-0631
- [126] WINDT, D.L.: IMD - Software for modeling the optical properties of multilayer films. In: *Computational Physics* 12 (1998), S. 360–370
- [127] HOFFMANN, V. ; UHLEMANN, H.-J. ; PRÄSSLER, F. ; WETZIG, K. ; BIRUS, D.: New hardware for radio frequency powered glow discharge spectroscopies and its capabilities for analytical applications. In: *Fresenius Journal of Analytical Chemistry* 355 (1996), S. 826–830
- [128] HOFFMANN, V. ; DORKA, R. ; WILKEN, L. ; HODOREBA, V.-D. ; WETZIG, K.: Present possibilities of thin layer analysis by GDOES. In: *Surface and Interface Analysis* 35 (2003), S. 575–582
- [129] PETZOW, G.: *Ätzen*. Gebrüder Borntraeger Berlin, Stuttgart, 1994
- [130] REITZ, D. ; ALBERT, M. ; THOMAS, J. ; SCHMIDT, H. ; MENZEL, S. ; BARTHA, J.W. ; WETZIG, K.: Damascene technique applied to surface acoustic wave devices. In: *Journal of Vacuum Science and Technology B* 25 (2007), Nr. 1, S. 271–276
- [131] REITZ, D. ; HEUER, H. ; BAUNACK, S. ; HÜBNER, R. ; HOFFMANN, V. ; MENZEL, S. ; WENZEL, C. ; WETZIG, K.: Investigation of a Ta-Si-O/Ta-Si-N bilayer system for embedded SAW finger structures. In: *Microelectronic Engineering* 82 (2005), S. 301–306
- [132] Sawyer Technical Materials. In: *Specifications of SAW wafer polish (LiTaO<sub>3</sub>)* <<http://www.sawyerresearch.com>> (23.01.2007)
- [133] WEHNER, G.K. ; ROSENBERG, D.: Angular distribution of sputtered material. In: *Journal of Applied Physics* 31 (1960), S. 177–179
- [134] ZIEGLER, J.F. ; ZIEGLER, M.D. ; BIRSACK, J.P.: SRIM - The Stopping and Range of Ions in Matter. In: <http://www.SRIM.com>. 2006
- [135] HINES, D.S. ; WILLIAMS, K.E.: Patterning of wave guides in LiNbO<sub>3</sub> using ion beam etching and reactive ion beam etching. In: *Journal of Vacuum Science Technology A* 20 (2002), S. 1072–1075
- [136] STREHLE, S.: *Cu(Ag)-Legierungsschichten als Werkstoff für Leiterbahnen höchstintegrierter Schaltkreise*, Technische Universität Dresden, Diss., 2007
- [137] OLIVER, M.R. (Hrsg.): *Chemical-mechanical planarization of semiconductor materials*. 1. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2004
- [138] HEUER, H. ; WENZEL, C. ; HERRMANN, D. ; HÜBNER, R. ; ZHANG, Z.L. ; BARTHA, J.W.: Thin TaSiO/TaSiN films as high efficiency humidity diffusion barriers for front side solar cell encapsulation. In: *Thin Solid Films* 515 (2006), S. 1612–1617
- [139] NÖTZOLD, K.: *Charakterisierung isolierender Passivierungsschichten - XPS-Tiefenprofiluntersuchungen am Materialsystem TaSiN<sub>x</sub>*, Westsächsische Hochschule Zwickau, Diplomarbeit, 2003
- [140] STANGL, M.: Persönliche Mitteilung, IFW Dresden

- [141] LINGK, C. ; GROSS, M.E. ; BROWN, W.L. ; LAI, W.Y.-C. ; MINER, J.F. ; RITZDORF, T. ; TURNER, J. ; GIBBONS, K. ; E., Klawuhn ; WU, G. ; ZHANG, F.: Room temperature recrystallization of electroplated Cu in damascene trenches: kinetics and mechanisms. In: *Conference Proceedings ULSI XIV, Materials Research Society*, 1999
- [142] GANGULEE, A.: The structure of electroplated and vapor-deposited copper films. In: *Journal of Applied Physics* 43 (1972), S. 867–873
- [143] WEISS, D.: *Deformation Mechanisms in Pure and Alloyed Copper Films*, Universität Stuttgart, Diss., 2000
- [144] SINHA, B.K. ; LOCKE, S.: Thin-film induced effects on the stability of SAW devices. In: *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control* 36 (1989), Nr. 2, S. 231–241
- [145] LINGK, C. ; GROSS, M.E. ; BROWN, W.L.: X-ray diffraction pole figure evidence for (111) sidewall texture of electroplated Cu in submicron damascene trenches. In: *Applied Physics Letters* 74 (1999), S. 682–684
- [146] THOMPSON, C.V.: Grain growth in thin films. In: *Annual Review of Materials Science* 20 (1990), S. 245–268
- [147] MURR, L.E.: *Interfacial phenomena in metals and alloys*. Addison-Wesley Publishing Company Inc., Massachusetts, 1975
- [148] SCHULZE, G.E.R.: *Metallphysik. 2.* Akademie-Verlag Berlin, 1974
- [149] FUCHS, K.: The conductivity of thin metallic films according to the electron theory of metals. In: *Proceedings of the Cambridge Philosophical Society* 34 (1938), S. 100–108
- [150] SONDHEIMER, E.H.: The mean free path of electrons in metals. In: *Advances in Physics* 1 (1952), S. 1–43
- [151] MAYADAS, A.F. ; SHATZKES, M.: Electrical-resistivity model for polycrystalline films: the case of arbitrary reflection at external surfaces. In: *Physical Review B* 1 (1970), S. 1382–1389
- [152] STEINHÖGL, W. ; SCHINDLER, G. ; STEINLESBERGER, G. ; ENGELHARDT, G.: Size-dependent resistivity of metallic wires in the mesoscopic range. In: *Physical Review B* 66 (2002), S. 075414–1 – 075414–4
- [153] GERMAN, R.M.: *Sintering Theory and Practice. 1.* John Wiley & Sons, Inc., New York, 1996
- [154] RAMAKRISHNAN, N. ; ARUNACHALAM, V.S.: Effective elastic moduli of porous solids. In: *Journal of Materials Science* 25 (1990), S. 3930–3937
- [155] SAKURAI, A. ; KIMURA, Y. ; IEKI, H. ; KASANAMI, T.: Epitaxially grown Al electrodes for high-power surface acoustic wave devices. In: *Japanese Journal of Applied Physics* 31 (1992), S. 3064–3066
- [156] BERGER, L. ; MROSK, J.W. ; ETTL, C. ; FECHT, H.J. ; FLEGE, S. ; HAHN, H. ; WOLFF, U.: Properties of amorphous AlCuY alloy metallizations. In: *Proc. of the 25<sup>th</sup> Annual Conference of the IEEE*, Bd. 1, 1999, S. 46–49
- [157] LLOYD, J.R.: Electromigration in integrated circuit conductors. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 32 (1999), S. R109–R118
- [158] SURHOLT, T. ; HERZIG, Chr.: Grain boundary self-diffusion in Cu polycrystals of different purity. In: *Acta materialia* 45 (1997), Nr. 9, S. 3817–3823
- [159] KAUR, I. ; GUST, W. ; KOZMA, L.: *Handbook of Grain and Interphase boundary diffusion data: Volume 1.* Universität Stuttgart, 1989
- [160] BRADSHAW, F.J. ; BRANDON, R.H. ; WHEELER, C.: The surface self-diffusion of copper as affected by environment. In: *Acta Metallurgica* 12 (1964), Nr. 9, S. 1057–1063

- [161] BONZEL, H.P. ; GJOSTEIN, N.A.: Surface self-diffusion measurements of copper. In: *Physica Status Solidi* 25 (1968), S. 209–222
- [162] SHIMODAIRA, S. (Hrsg.): *Structure and Properties of Metal Surfaces*. Maruzen, Tokyo, 1973
- [163] SCHWAIGER, R. ; KRAFT, O.: Size effects in the fatigue behavior of thin Ag films. In: *Acta Materialia* 51 (2003), S. 195–206
- [164] JUNG, J.: A note on the influence of hydrostatic pressure on dislocations. In: *Philosophical Magazine A* 43 (1981), S. 1057–1061